

А. П. ГУЛЯЕВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ОБОРОНГИЗ

1948

А. П. ГУЛЯЕВ

доктор технических наук, профессор

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

ГОСУДАРСТВЕННОЕ
ИЗДАТЕЛЬСТВО ОБОРОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ
Москва 1948

Книга предназначена для широких кругов инженерно-технических работников: работников заводских лабораторий, цехов, конструкторских бюро и научно-исследовательских институтов, а также может быть использована в качестве учебного пособия для студентов машиностроительных вузов.

В книге изложены основные положения науки о металлах: атомно-кристаллическое строение металлов, процессы кристаллизации, механические свойства металлов, теория и практика термической обработки, описаны строение и свойства легированных сталей, цветных металлов и изложено учение о коррозии.

Книга знакомит читателя с новейшими теориями металловедения и методами термической обработки разнообразных металлов и сплавов, применяемых в современной технике.

Широко использованы данные последних исследований, преимущественно советских исследователей, в том числе работы автора и его сотрудников.

Редактор *М. С. Румянцева*

Техн. ред. *Н. Н. Пискарева*

A07466 Подп. в печать 14/VIII 1948 г. Печ. л. 34³/₄.

Тип. зн. в печ. л. 54500.

Формат 70×108¹/₁₆.

Уч.-изд. л. 45,77.

Тираж 8000 экз.

Цена в пер. 25 руб.

Зак. 802/1140.

Типография Оборонгиза

ПРЕДИСЛОВИЕ

Настоящий труд по сравнению с существующими книгами и учебниками по металловедению имеет ряд особенностей, главнейшими из которых являются:

1. Широкое освещение новейших научных данных, которым автор во многих случаях отдает предпочтение по сравнению с более старыми, завоевавшими себе место в технической, научной и учебной литературе по металловедению.

2. Автор широко использовал данные собственных исследований, а также разработанные им отдельные вопросы теории металловедения. Некоторые из этих материалов в книге публикуются впервые.

3. По возможности полный охват всех важнейших вопросов и разделов металловедения, включая и механические свойства, как наиболее важные для оценки машиностроительных материалов. При ограниченном объеме книги это, естественно, вызвало сжатое, а местами и несколько схематическое изложение некоторых вопросов. (Частные, не имеющие общего значения разделы выделены автором из основного текста петитом).

Советская наука о металлах занимает ведущее место в мире. Большинство научных теорий о металлах, излагаемых в книге, было выдвинуто и разработано советскими учеными, поэтому основные данные, приводимые автором, взяты из работ советских исследователей. Эти работы явились продолжением и развитием работ выдающихся ученых — Д. К. Чернова, Н. С. Курнакова, С. С. Штейнберга и других, заложивших основы современной науки о металлах.

Настоящая книга может служить учебником по металловедению для машиностроительных вузов, так как в основу ее положен расширенный курс металловедения, который автор читал в течение ряда лет в Московском Ордена Ленина авиационном институте им. С. Орджоникидзе.

Книга может служить также и для повышения квалификации инженерно-технических работников, имеющих дело с металлами, — работников заводских лабораторий, цехов, конструкторских бюро и научно-исследовательских институтов.

Примеры применения металлических сплавов взяты из практики авиастроения, что оказалось целесообразным и потому, что авиастроение применяет почти все виды металлических сплавов в отличие от других отраслей машиностроения.

В работе над составлением настоящего учебника приняли участие члены кафедры металловедения Московского авиационного института. Главы I и II написал доцент, кандидат технических наук М. Е. Блантер, гл. V — доцент, кандидат технических наук С. М. Винаров; гл. VI и VII — доктор технических наук проф. Я. Б. Фридман (ВИАМ); гл. XIII — доцент, кандидат технических наук Ю. М. Лахтин. Остальные восемнадцать глав книги написаны автором, причем раздел «Б» гл. XVI — совместно с доцентом, кандидатом технических наук С. З. Бокштейном, а гл. XXIII и XXIV — совместно с кандидатом технических наук Е. Ф. Трусовой.

Микрофотографии, в подписях к которым не указан автор исследования, взяты из коллекции учебных микрошлифов лаборатории металловедения МАИ, составленной доцентом, кандидатом технических наук Ф. И. Масленниковым.

Авторы экспериментальных данных, приведенных в таблицах, графиках и диаграммах, указаны в названиях таблиц и в подписях к фигурам.

Автор приносит глубокую благодарность перечисленным выше лицам, а также академику А. А. Бочвару, члену-корреспонденту АН СССР И. А. Одингу, профессору-доктору Я. С. Уманскому, профессору-доктору С. М. Воронову и кандидату технических наук И. В. Кудряеву за ценные указания, данные при рецензировании книги.

А. ГУЛЯЕВ

Июнь 1948 г.

ГЛАВА I

АТОМ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ¹

§ 1. Атомное строение вещества

Изучение основных свойств вещества и проведенные для этого количественные измерения показали, что атомные веса многих элементов являются величинами, кратными (не совсем точно) атомному весу водорода. Естественным заключением отсюда явился вывод (1815 г.), что атомы всех элементов состоят из атомов водорода. Закон кратных отношений показывал также, что элементы вступают в реакции в строго определенных количественных соотношениях, что предполагает наличие элементарных частиц вещества — атомов.

Как теперь известно, атом не является пределом делимости вещества. Он построен из более мелких элементарных частиц — протонов, нейтронов, электронов и т. д. Для изучения металловедения можно ограничиться элементарными сведениями о положительно заряженных тяжелых частицах, входящих в состав ядра, и отрицательно заряженных — электронах. Эти элементарные частицы характеризуются знаком и величиной электрического заряда, массой и радиусом, данные о которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

	Заряд	Величина заряда Электростатические единицы	Масса <i>z</i>	Радиус <i>с.м.</i>
Протон	Положительный	$+4,77 \cdot 10^{-10}$	$7,56 \cdot 10^{-24}$	$1,03 \cdot 10^{-16}$
Электрон	Отрицательный	$-4,77 \cdot 10^{-10}$	$8,98 \cdot 10^{-28}$	$1,9 \cdot 10^{-13}$

§ 2. Строение атома

В 1911 г. Резерфорд предложил теорию строения атома, согласно которой атом состоит из положительно заряженного ядра, вокруг которого по замкнутым орбитам вращаются электроны². В 1912 г. была высказана гипотеза, согласно которой число электронов совпадает с

¹ Глава написана доцентом канд. техн. наук М. Е. Блантером.

² Современная теория атома покоится на иных основаниях (см. ниже). Однако наглядность планетарной модели позволяет использовать эту теорию в качестве первого приближения.

номером элемента, что дало простое объяснение периодической системы элементов Менделеева. При этом предполагалось, что заряд ядра равен суммарному заряду электронов, так что атом в неионизированном состоянии является электронейтральным.

На основании ядерно-планетарной модели, используя представления о дискретном (прерывном) характере изменения энергии, Нильс Бор в 1913 г. предложил квантовую теорию атома, получившую дальнейшее развитие в работах других физиков.

Вращение электронов вокруг ядра по замкнутым орбитам, согласно законам классической электродинамики, должно вызывать потерю энергии через излучение и, следовательно, падение электрона на ядро. Так, по расчетам размеры атома должны были бы сокращаться со скоростью более 1 м/сек. , т. е. время падения электрона на ядро исчисляется в миллиардных долях секунды. В действительности же существование атомов исчисляется колоссальными периодами времени, поэтому вращение электрона по орбитам не следует связывать с потерей или приобретением энергии.

Первым положением теории Бора является наличие дискретных орбит, что следует из представлений о прерывном характере изменения энергии. Переход от одного энергетического состояния к другому совершается прерывно (дискретно), так что квант энергии (минимальное количество) равен элементарному кванту действия Планка, равному $6,5 \cdot 10^{-27} \text{ эрг/сек.}$ При этом соблюдается условие, гласящее, что изменение энергии частицы при переходе из состояния 1 (E_1) в состояние 2 (E_2) равно произведению постоянной Планка (h) на частоту колебаний излучения (ν) (второе положение теории Бора).

$$h\nu = E_1 - E_2. \quad (1)$$

Поскольку размер орбиты зависит от энергии электрона, которая изменяется скачками, возможен ряд дискретных орбит, каждая из которых соответствует определенному энергетическому состоянию электрона. Таким образом описание строения атома сводится к описанию возможных движений (траекторий) электронов вокруг ядра, каждое из которых определяется количеством энергии, кратным кванту Планка. Возможные траектории, соответствующие определенным энергетическим состояниям электрона, описываются рядом квантовых чисел.

Два квантовых числа — главное n и второе l — определяют размер и форму орбиты электрона. Третье квантовое число m определяет положение орбиты в пространстве, а четвертое s , так называемый спин электрона, — направление вращения электрона.

Так как энергетический уровень электронов определяется, главным образом, размером и формой орбит, то основная характеристика состояния электронов зависит от первых двух квантовых чисел.

§ 3. Строение атома и периодическая система элементов

Электроны распределены по орбитам в соответствии с принципом запрета Паули.

Этот принцип гласит, что в одном атоме не может быть двух электронов, характеризующихся всеми четырьмя одинаковыми квантовыми числами.

Используя этот принцип, можно построить модели атомов элементов, постепенно увеличивая число электронов на орбитах и, соответственно, число положительных зарядов атомного ядра.

При главном квантовом числе $n=1$ второе квантовое число $l=0^1$, что соответствует одной возможной круговой орбите с максимальным числом электронов, равным $2(s=+\frac{1}{2}; s=-\frac{1}{2})$, т. е. на этой орбите находятся два электрона с различными спинами (вращающимися вокруг оси в различные стороны).

Если $n=2$, то второе квантовое число l может иметь значения 0 и 1. Таким образом в группе электронов с главным квантовым числом $n=2$ имеются две подгруппы орбит. При этом число орбит в случае $l=0$ равно 1, а для $l=1$ число орбит равно 3^2 . Каждой орбите соответствуют два электрона с антипараллельными спинами. Следовательно, в группе электронов с $n=2$ максимально возможное число электронов равно $(1+3)2=8$. При $n=3$ $l=0; 1; 2$, откуда следует, что число орбит в первой подгруппе равно 1, во второй 3, в третьей 5. Общее возможное число электронов в группе $n=3$ определяется величиной

$$(1+3+5)2=18.$$

При $n=4$ второе квантовое число l может иметь четыре значения: 0, 1, 2 и 3. Максимальное количество электронов на четвертой орбите равно 32, так как число орбит в первой подгруппе 1, во второй — 3, в третьей — 5 и в четвертой — 7:

$$(1+3+5+7)2=32.$$

В общем виде можно показать, что число орбит A_l со вторым квантовым числом l определится уравнением:

$$A_l=2l+1,$$

а общее число орбит B_n с главным квантовым числом n можно подсчитать по уравнению:

$$B_n=A_1+A_2+\dots+A_{n-1}=1+3+\dots+[2(n-1)+1]=\frac{1+2(n-1)+1}{2}n=n^2.$$

Таким образом определяется возможное число электронов в каждой группе и распределение их по подгруппам.

В современной физике принята следующая сокращенная индексация характеристик электрона: электроны подгруппы $l=0$ соответствуют индексу s ; $l=1$ — индексу p ; $l=2$ — индексу d ; $l=3$ — индексу f . В группе может быть не более 2 s -электронов, не более 6 p -электронов, не более 10 d -электронов и не более 14 f -электронов. Главное квантовое число определяется соответствующим числом перед указателем подгрупп. Например, 2s соответствует подгруппе $l=0$ группы $n=2$; 3s — та же для $n=3$; 3p соответствует $n=3$; $l=1$ и т. д.³

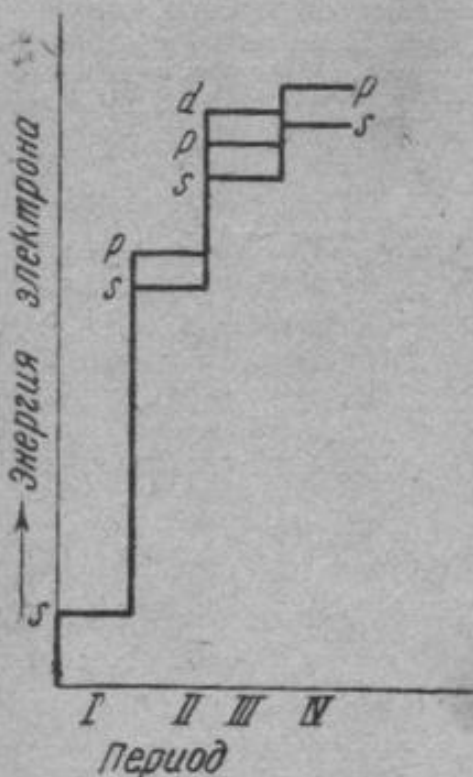
¹ Второе квантовое число l изменяется от 0 до $n-1$, т. е. при $n=1$ $l=0$; при $n=2$ $l=0$ или $+1$; при $n=3$ $l=0, +1$ или $+2$ и т. д.

² Третье квантовое число изменяется от $+l$ до $-l$, т. е. при $l=0$ $m=0$; при $l=1$ $m=+1, 0$ и -1 и т. д.

³ Буквы s, p и d — начальные буквы английских слов „sharp“ (резкий), „principal“ (главный) и „diffuse“ (размытый). Термины перенесены из ранее применявшейся классификации спектральных линий: предполагалось, что соответствующие серии спектральных линий являются производными определенных электронных уровней.

Число электронов в каждой подгруппе определяется показателем у индекса подгруппы. Например, $2s^2$ показывает наличие двух электронов для $n=2$; $l=0$; а $3p^6$ — наличие шести электронов для $n=3$; $l=1$ и т. д. Следовательно, электронное строение атома, имеющего только один электрон (водород) на орбите $n=1$, $l=0$, обозначится через $1s^1$.

Элемент, имеющий два электрона на орбите $n=1$; $l=0$; восемь электронов на орбите $n=2$; $l=0$ и два электрона на орбите $n=3$; $l=0$ обозначится через $1s^2, 2s^2, 2p^6, 3s^2$ (магний). Сумма показателей равна числу электронов у атома или, что то же, номеру элемента в периодической системе (водород — № 1, магний № 12).



Фиг. 1. Энергетическое состояние электронов.

Переходим к рассмотрению распределения электронов у элементов. Периодическая система элементов Д. И. Менделеева представлена в табл. 2.

Водород — порядковый № 1. Имеет один электрон в первой группе $1s^1$.

Гелий — порядковый № 2. Имеет два электрона в первой группе $1s^2$. Так как первая группа имеет только одну подгруппу, которая может содержать только два электрона, то у гелия электронная оболочка построена.

У лития порядковый № 3. Третий электрон располагается в следующей группе и принадлежит s -подгруппе второй группы $1s^2 2s^1$.

У бериллия порядковый № 4. Четвертый электрон является вторым электронном s -подгруппе второй группы $1s^2 2s^2$.

У бора порядковый № 5. Пятый электрон является первым в p -подгруппе второй группы: $1s^2 2s^2 2p^1$.

При дальнейшем движении слева направо во втором периоде от бора к углероду, от углерода к азоту и т. д. происходит достройка p -подгруппы.

У неона вторая группа содержит восемь электронов и является полностью построенной ($1s^2 2s^2 2p^6$).

Следующий элемент — натрий — имеет на один электрон больше (чем у неона), и этот электрон находится в следующей, третьей группе — $1s^2 2s^2 2p^6 3s^1$.

Как и во втором периоде, происходит достройка $3s$ - и $3p$ -подгрупп. Последним элементом в III периоде является аргон. Он имеет в третьей подгруппе два s -электрона и шесть p -электронов ($1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6$).

У следующего элемента — калия — появляется не девятый электрон в третьей группе (на d полосе), а электрон в четвертой группе и, следовательно, он относится к IV периоду. Причина появления $4s$ -электрона при отсутствии электронов в $3d$ -подгруппе заключается в том, что энергия s -электронов 4-й группы меньше, чем энергия d -электронов 3-й группы (фиг. 1), поэтому энергетически более выгодным является размещение электронов на $4s$ -полосе, чем на $3d$.

Таблица 2

ПЕРИОДИЧЕСКАЯ СИСТЕМА ЭЛЕМЕНТОВ Д. И. МЕНДЕЛЕЕВА

ГРУППЫ ЭЛЕМЕНТОВ

период	ГРУППЫ ЭЛЕМЕНТОВ												
	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII			O		
1	H 1,008												He 4,003
2	Li 6,940	Be 9,02	5 B 10,82	6 C 12,010	7 N 14,008	8 O 16,0000	9 F 19,00						Ne 20,183
3	Na 22,997	Mg 24,32	13 Al 26,97	14 Si 28,06	15 P 30,98	16 S 32,066	17 Cl 35,457						Ar 39,944
4	K 39,096	Ca 40,08	Sc 45,10	21 Ti 47,90	23 V 50,95	24 Cr 52,01	25 Mn 54,93	26 Fe 55,85	27 Co 58,94	28 Ni 58,69			Kr 83,7
5	Rb 85,48	Sr 87,63	Y 88,92	39 Zr 91,22	41 Nb 92,91	42 Mo 95,95	43 Ma —	35 Br 79,916	44 Ru 101,7	45 Rh 102,91	46 Pd 106,7		Xe 131,3
6	Cs 132,91	Ba 137,36	La 138,92	50 Hf 178,6	51 Sb 121,76	52 Te 127,61	53 J 126,92	76 Os 190,2	77 Ir 193,1	78 Pt 195,23			Rn 222
7		Ra 226,05	Ac 227	82 Pb 207,21	83 Bi 209,00	(U)	(Pa)						

Лантаниды 58—71											
Ce 140,13	Pr 140,92	Nd 144,27	61	Sm 150,43	Eu 152,0	Gd 155,9					
Tb 159,2	Dy 162,46	Ho 164,94	68	Tm 168,4	Yb 173,04	Lu 174,99					

Актиниды 90—96									
Th 232,12	Pa 231	U 238,07	92	Np 237	Pu 239	Am 241	95	Cm 242	96

Следовательно, у калия имеем один электрон на $4s$ -полосе и отсутствие электронов на $3d$; у кальция два электрона на $4s$ -полосе и совсем их нет на $3d$ -полосе.

Из схемы, приведенной на фиг. 1, следует, что заполнение $3d$ -полосы энергетически выгоднее, чем $4p$, поэтому у следующего элемента — скандия — появляется электрон на внутренней $3d$ -полосе. При переходе от скандия к никелю заполняется внутренняя $3d$ -полоса при наличии электронов на $4s$ -полосе. Элементы, имеющие недостроенную внутреннюю подгруппу при наличии электронов на внешней подгруппе, называются *переходными элементами*. К ним принадлежат металлы IV периода (Sc, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni); V периода (Y, Zr, Nb, Mo, Ma, Ru, Rh, Pd); VI периода (редкие земли) (Hf, Ta, W, Re, Os, Ir, Pt) и VII периода (Ac, Th, Pa, U)¹

Недостроенная внутренняя электронная подгруппа при наличии электронов на наружной оболочке объясняет многие свойства этих элементов (переменная валентность, ферромагнетизм некоторых элементов, карбидо- и нитридообразование в сплавах и т. д.).

Никель в IV периоде является последним элементом с недостроенной внутренней электронной подгруппой. У следующего элемента — меди — внутренние электронные подгруппы полностью построены (у меди на 3-й d -полосе 10 электронов) и 29-й электрон расположен на 4-й s -полосе.

У следующего, 30-го элемента, цинка на $4s$ -полосе два электрона, а у галлия появляется электрон на $4p$ -полосе и т. д.

Табл. 3 показывает распределение электронов у 92 атомов.

Таблица 3

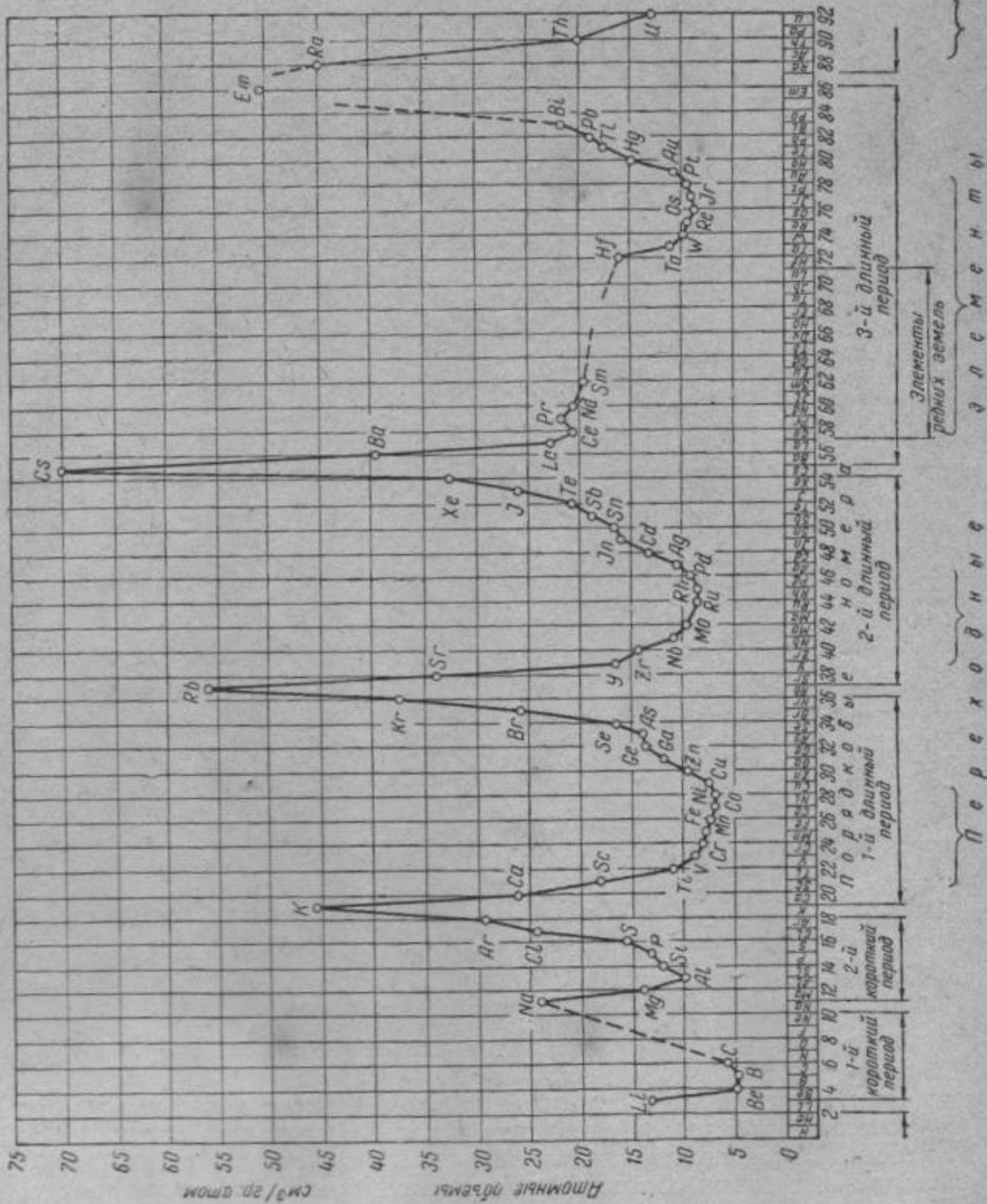
Тип орбиты	Квантовые числа n, l								Тип орбиты	Квантовые числа n, l										
	1		2		3		4			1		2		3		4				
	0	1	0	1	0	1	0	1		2	0	1	2	0	1	2	3			
s	s	p	s	p	d	s	p	d	f	s	s	p	s	p	d	s	p	d	f	
1 H	1																			
2 He	2																			
3 Li	2	1																		
4 Be	2	2																		
5 B	2	2	1																	
6 C	2	2	2																	
7 N	2	2	3																	
8 O	2	2	4																	
9 F	2	2	5																	
10 Ne	2	2	6																	
11 Na	2	2	6	1																
12 Mg	2	2	6	2																
13 Al	2	2	6	2	1															
14 Si	2	2	6	2	2															
15 P	2	2	6	2	3															
16 S	2	2	6	2	4															
17 Cl	2	2	6	2	5															
18 Ar	2	2	6	2	6															
19 K	2	2	6																	1
20 Ca	2	2	6																	2
21 Sc	2	2	6			1														2
22 Ti	2	2	6			2														2
23 V	2	2	6			3														2
24 Cr	2	2	6			5														1
25 Mn	2	2	6			5														2
26 Fe	2	2	6			6														2
27 Co	2	2	6			7														2
28 Ni	2	2	6			8														2
29 Cu	2	2	6			10														1
30 Zn	2	2	6			10														2
31 Ga	2	2	6			10														2 1
32 Ge	2	2	6			10														2 2
33 As	2	2	6			10														2 3
34 Se	2	2	6			10														2 4
35 Br	2	2	6			10														2 5
36 Kr	2	2	6			10														2 6

¹ Для последних элементов (Ac, Th, Pa, U, а также не указанных в табл. 3 — Nr, Pn, At, Cm), повидимому, достраивается 5-я f -полоса при 1 электроном в 6-й d -полосе.

Тип орбиты		Квантовые числа n, l													
		1	2	3	4				5			6			7
		—	—	—	0	1	2	3	0	1	2	0	1	2	0
		—	—	—	<i>s</i>	<i>p</i>	<i>d</i>	<i>f</i>	<i>s</i>	<i>p</i>	<i>d</i>	<i>s</i>	<i>p</i>	<i>d</i>	<i>s</i>
37	Rb	2	8	18	2	6			1						
38	Sr	2	8	18	2	6			2						
39	Y	2	8	18	2	6	1		2						
40	Zr	2	8	18	2	6	2		1						
41	Nb	2	8	18	2	6	4		1						
42	Mo	2	8	18	2	6	5		1						
43	Ma	2	8	18	2	6	5		2						
44	Ru	2	8	18	2	6	7		1						
45	Rh	2	8	18	2	6	8		1						
46	Pd	2	8	18	2	6	10								
47	Ag	2	8	18	2	6	10		1						
48	Cd	2	8	18	2	6	10		2						
49	In	2	8	18	2	6	10		2	1					
50	Sn	2	8	18	2	6	10		2	2					
51	Sb	2	8	18	2	6	10		2	3					
52	Te	2	8	18	2	6	10		2	4					
53	J	2	8	18	2	6	10		2	5					
54	X	2	8	18	2	6	10		2	6					
55	Cs	2	8	18	2	6	10		2	6		1			
56	Ba	2	8	18	2	6	10		2	6		2			
57	La	2	8	18	2	6	10		2	6	1			2	
58 до 71	Редкие земли	2	8	18	2	6	10	1 до 13	11						
72	Hf	2	8	18	2	6	10	14	2	8	2	2			
73	Ta	2	8	18	2	6	10	14	2	6	3	2			
74	W	2	8	18	2	6	10	14	2	6	4	2			
75	Re	2	8	18	2	6	10	14	2	6	5	2			
76	Os	2	8	18	2	6	10	14	2	6	6	2			
77	Ir	2	8	18	2	6	10	14	2	6	7	2			
78	Pt	2	8	18	2	6	10	14	2	6	8	2			
79	Au	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	1			
80	Hg	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2			
81	Tl	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	1		
82	Pb	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	2		
83	Bi	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	3		
84	Po	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	4		
85	—	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	5		
86	Ni	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6		
87	—	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6		1
88	Ra	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6		2
89	Ac	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6	1	2
90	Th	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6	2	2
91	Pa	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6	3	2
92	U	2	8	18	2	6	10	14	2	6	10	2	6	4	2

§ 4. Свойства и строение атома

Из рассмотрения периодической системы элементов (табл. 2) следует, что периодичным в строении атома является повторяемость в строении электронных оболочек. В каждом периоде наблюдается повторяемость в последовательности построения наружных электронных оболочек. Так, например, добавление одного *s*-электрона сверх законченных электронных оболочек благородных газов гелия, неона, аргона, криптона и т. д. приводит к образованию лития, натрия, калия, рубидия



Фиг. 2. Зависимость атомных объемов элементов (в твердом состоянии) от порядкового числа.

и т. д. Добавление двух s-электронов позволяет получить группу щелочноземельных металлов (магний, кальций, стронций, барий).

Каждая вертикальная группа характеризуется подобностью большинства свойств и электронного построения наружных электронных группировок. Периодическая повторяемость строения внешних электронных подгрупп приводит к периодическому повторению основных физических и химических свойств элементов. На фиг. 2 показано периодическое изменение атомных объемов в зависимости от порядкового номера. Подобные периодические изменения претерпевают также магнитные, оптические свойства, валентность и многие другие характеристики атомов. Таким образом периодичность в изменении атомных свойств является результатом периодичности в строении наружных электронных группировок атома.

Помимо периодически изменяющихся свойств, обусловленных электронным строением периферийных зон атома (так называемых периферических свойств), элементы обладают непрерывно изменяющимися в зависимости от порядкового номера так называемыми центральными свойствами. К числу последних относятся рентгеновские спектры и атомный вес.

§ 5. Современные представления о строении атома

Представление об электроны, как о движущейся частице, принятое рассмотренной выше теорией, оказалось в противоречии с рядом экспериментальных фактов. Принимая боровскую модель атома для водорода, считаем, что электрон движется по плоской круговой орбите. Действие магнитного поля должно «повернуть» плоскость орбиты перпендикулярно силовым линиям поля. Однако весьма точные опыты показали, что магнитное поле не оказывает влияния на эффективный радиус атомов водорода, т. е. что атом водорода описывается не плоской, а сферической моделью.

Эта теория также противоречит экспериментальным данным, полученным при вычислении так называемых ионизационных потенциалов многоэлектронных атомов, и не может объяснить некоторые закономерности в поглощении света.

Дальнейшее развитие физической теории привело к появлению квантовой и волновой механики, которая исходит из предположения, что с каждой материальной частицей, находящейся в состоянии покоя или движения, связано волновое или колебательное движение (так называемые «фазовые волны»)¹.

Таким образом удалось заменить представление о движущемся электроны представлением о волне.

В современной физике вместо электрона, движущегося по орбите, рассматривается распределение электронной плотности. Электрон может находиться не только на заданной орбите, но и вне ее, причем при рассмотрении значительного количества случаев, подчиняющихся закону больших чисел, это явление можно изобразить графически (фиг. 3). По оси абсцисс показано расстояние от центра атома r , по оси ординат — количество случаев нахождения электрона на каждом расстоянии $D = r \cdot 4\pi r^2$, где ρ — плотность электронного заряда. Полученное распределение



Фиг. 3. Распределение электронной плотности.

¹ Не следует полагать, что «фазовые волны» как-либо связаны с колебанием самой частицы. Длина волны λ с массой движущейся частицы m и скоростью движения v_m связана следующим уравнением:

$$\lambda = \frac{h}{m \cdot v_m},$$

где h — постоянная Планка.

электронной плотности при $l=0$ характеризуется максимумом, совпадающим с положением электрова на круговой орбите.

Более подробные сведения о квантовой механике следует искать в специальных руководствах. Показанные в настоящем параграфе пределы применимости старой квантовой теории не ограничивают использования ее положений при рассмотрении курса металловедения. Эти положения, как показывается далее, позволяют получить, в частности, ясное представление о природе межатомных связей.

§ 6. Междоатомные связи

Для рассмотрения природы междоатомных связей, обуславливающих образование микроскопических объемов вещества из атомов, следует ознакомиться с графическим методом изображения электронных группировок. Энергетическое состояние электрона определяется квантовыми числами n , l , m и s (§ 2). Главное n , второе l и магнитное m квантовые числа определяют размер, форму и пространственное положение орбиты, на которой могут находиться два электрона с антипараллельными спинами ($s=+1/2$; $s=-1/2$). При постоянных значениях n , l и m оба электрона находятся в так называемой одной квантовой ячейке, что равносильно нахождению на одной орбите (отличаются, следовательно, только спинами).

Применяя представления о квантовых ячейках, можно подсчитать, что для I периода периодической системы элементов число квантовых ячеек (равное числу орбит) определится так: $A_1=2l+1$; при $n=1$, $l=0$ $A_1=1$. При этом квантовой ячейке присваивается индекс соответствующей электронной подгруппы, в данном случае $1s$ (см. § 3). Графическое изображение квантовой ячейки $1s$ таково:

для водорода, имеющего один электрон, $\begin{array}{|c|} \hline 1s \\ \hline \uparrow \\ \hline \end{array}$

для гелия, имеющего два электрона, $\begin{array}{|c|} \hline 1s \\ \hline \uparrow\downarrow \\ \hline \end{array}$

Если в квантовой ячейке находится один электрон, то получается электронная группировка водорода. Второй электрон с антипараллельным спином образует электронную группу с взаимным насыщением двух антипараллельных спинов, что приводит к устойчивой оболочке.

В последующих периодах имеются следующие квантовые ячейки.

II период:

$n=2$; $l=0, 1$ $\begin{array}{cccc} & \overbrace{2s} & \overbrace{2p} & \\ & \boxed{} & \boxed{} \boxed{} \boxed{} & \end{array}$

III период:

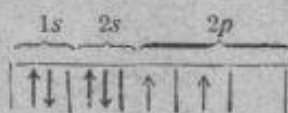
$n=3$; $l=0, 1, 2$ $\begin{array}{ccccccc} & \overbrace{3s} & \overbrace{3p} & \overbrace{3d} & & & \\ & \boxed{} & \boxed{} \boxed{} \boxed{} & \boxed{} \boxed{} \boxed{} \boxed{} & & & \end{array}$

IV период:

$n=4$; $l=0, 1, 2, 3$ $\begin{array}{cccccccc} & \overbrace{4s} & \overbrace{4p} & \overbrace{4d} & \overbrace{4f} & & & \\ & \boxed{} & \boxed{} \boxed{} \boxed{} & \boxed{} \boxed{} \boxed{} \boxed{} \boxed{} & \boxed{} \boxed{} \boxed{} \boxed{} \boxed{} \boxed{} & & & \end{array}$

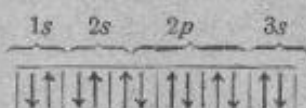
Рассмотрим строение электронной оболочки углерода. Порядковый номер углерода 6, иными словами, электронная оболочка этого элемента

имеет шесть электронов. Размещение электронов углерода в соответствующих квантовых ячейках таково: $1s^2 2s^2 2p^2$ (см. § 3).

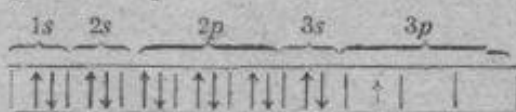


Рассмотрим показанное на этой схеме размещение двух электронов в двух квантовых ячейках $2p$ электронной подгруппы. Возможно также размещение $2p$ электронов и в одной квантовой ячейке с антипараллельными компенсированными спинами. Однако, согласно правилу максимальной мультиплетности, при размещении в подгруппе электроны стремятся занять максимальное число квантовых ячеек.

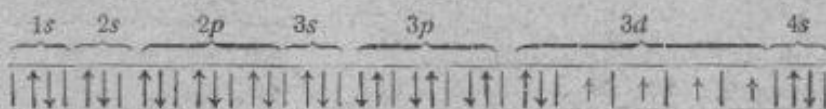
Рассмотрим строение иных элементов. Электронная оболочка магния определяется формулой $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2$:



У алюминия $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$:



У железа $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6 4s^2$:



(заполнение $4s$ -полосы при незаполненной $3d$ -полосе характерно для переходных элементов, см. § 3).

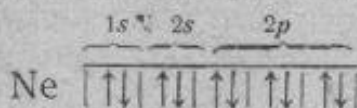
На основании полученных представлений можно приступить к рассмотрению типов междуатомной связи (фиг. 4).

Сцепление в любом агрегатном состоянии обуславливается связями трех типов: ионной (электровалентной), ковалентной и металлической¹.

Рассмотрение электрона как волны позволяет говорить о резонансе. Резонансное взаимодействие между электронами атомов, вступающих в химическую связь, определяет тип связи. Если при резонансном взаимодействии электроны связаны с атомами примерно равными силами сцепления, налицо ковалентный тип связи. В этом случае, если сила связи электрона в данном атоме больше, нежели в другом, вступающем в связь, то имеет место ионный тип связи.

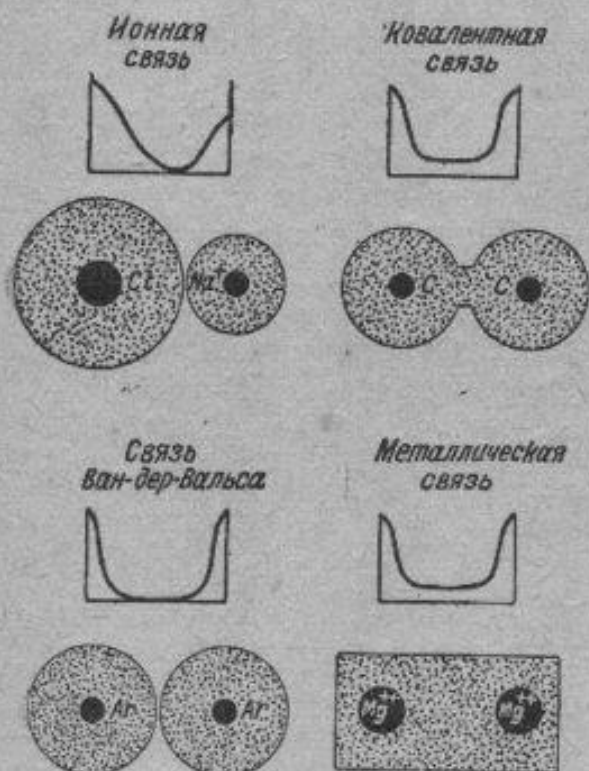
а) Электровалентная, или ионная (гетерополярная), связь

Особая устойчивость и неактивность благородных газов объясняются тем, что электронная оболочка данного уровня целиком заполнена. Такова, например, электронная группировка неона (№ 10):

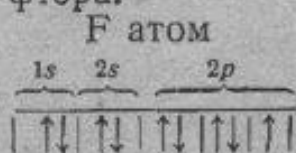


¹ Существующие, кроме того, ван-дер-ваальсовы силы сцепления, определяющие, например, взаимопритяжение одноатомных молекул благородных газов, несущественны для металлов и специально не будут рассматриваться.

Элемент № 9 — фтор — характеризуется необычайно сильной химической активностью. Это стремление к соединению находит простое объяснение при рассмотрении строения атома фтора.

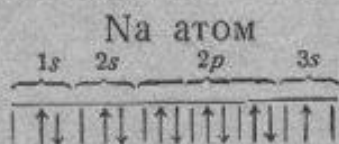


Фиг. 4. Различные виды межатомных связей.



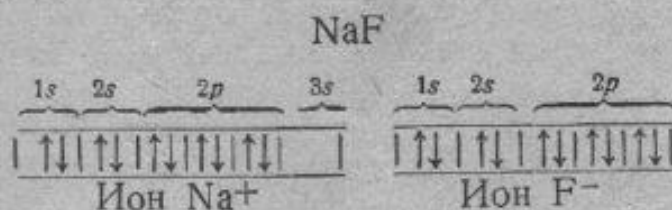
Достаточно прибавить один электрон в полосу $2p$, чтобы получить устойчивую электронную группировку Ne. При этом в силу известного положения о равенстве зарядов ядра и собственных электронов атом фтора перейдет в ионизированное состояние и будет характеризоваться одним отрицательным зарядом.

Рассмотрение электронов структуры элемента № 11 (Na) показывает, что сверх законченных электронных группировок неона атом обладает одним электроном в полосе $3s$:



Для приобретения устойчивой электронной группировки благородного газа атом натрия может отдать один электрон (до неона) или приобрести семь электронов (до аргона). Энергетически более выгодным является процесс однократной ионизации с отдачей $3s$ -электрона. Ион натрия приобретает один положительный заряд из-за отсутствия полной компенсации заряда ядра атома.

При взаимодействии атомов натрия и фтора $3s$ -электрон натрия переходит на $2p$ — уровень атома фтора, образуя законченные оболочки благородных газов. Силы межатомной связи при этом обуславливаются электростатическим притяжением разнозаряженных ионов натрия и фтора.



Таким образом ионная связь между атомами обуславливается отдачей одним атомом и приобретением другим атомом электронов, ионизацией атомов и вследствие этого электростатическим притяжением различно заряженных ионов.

б) Ковалентная, или гемеополярная, связь

Существование молекул F_2 , Cl_2 и т. д. нельзя объяснить образованием ионной связи. В данном случае образуется так называемая кова-

лентная связь, при которой некоторые электроны принадлежат двум или нескольким атомам.

Образование молекулы F_2 можно представить следующей схемой:



Два электрона, помещенные в квантовой (жирно очерченной) ячейке, принадлежат одновременно двум атомам фтора. При этом для каждого образуется законченная оболочка благородного газа. С квантово-механической точки зрения ковалентная связь образуется двумя электронами, находящимися в одном и том же состоянии, но характеризующимися противоположными спинами (так называемые обменные силы).

в) Металлический тип связи

Металлам присущ особый вид так называемой *металлической связи*, что определяется слабой связью периферических электронов с ядром.

По распространенным представлениям, металлическая связь имеет электростатический характер. Внешние электроны металлических атомов весьма слабо связаны с положительно заряженным ядром и могут легко покинуть свой атом и перейти к соседнему и, таким образом, перемещаться между ионами. Таким образом металлическая связь характеризуется наличием свободных электронов и каркаса, состоящего из положительно заряженных ионов. Электроны образуют свободный электронный газ и принадлежат всему комплексу атомов. Наличие свободного электронного газа обуславливает высокую электро- и теплопроводность металлов.

Тип межатомной связи является периодическим свойством, ибо определяется строением внешних электронных подгрупп и силой связи электрона с ядром. Это положение иллюстрируется данными табл. 4.

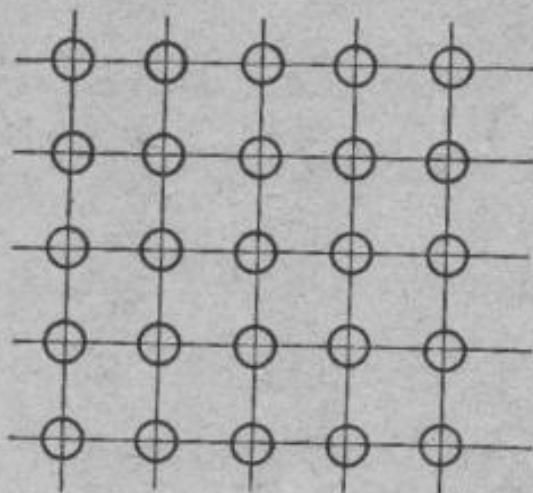
Таблица 4

Li Be		B	C N O F														
Na Mg		Al	Si P S Cl														
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Cd	Ge	As	Se	Br	
Rb	Sr	Yt	Zr	Nb	Mo	Ma	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	J	
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi			
Th		U															
		Класс I								Класс II						Класс III	

Атомы элементов I класса, находящиеся в левой части таблицы, имеют металлический тип связи и являются, следовательно, металлами. Атомы элементов III класса образуют ковалентную связь. Атомы промежуточных элементов II класса имеют одновременно оба типа связи (частично металлическую, частично ковалентную).

§ 7. Кристаллическая решетка металлов

Атомы вещества, находящегося в твердом состоянии, занимают определенное положение в пространстве, образуя пространственную

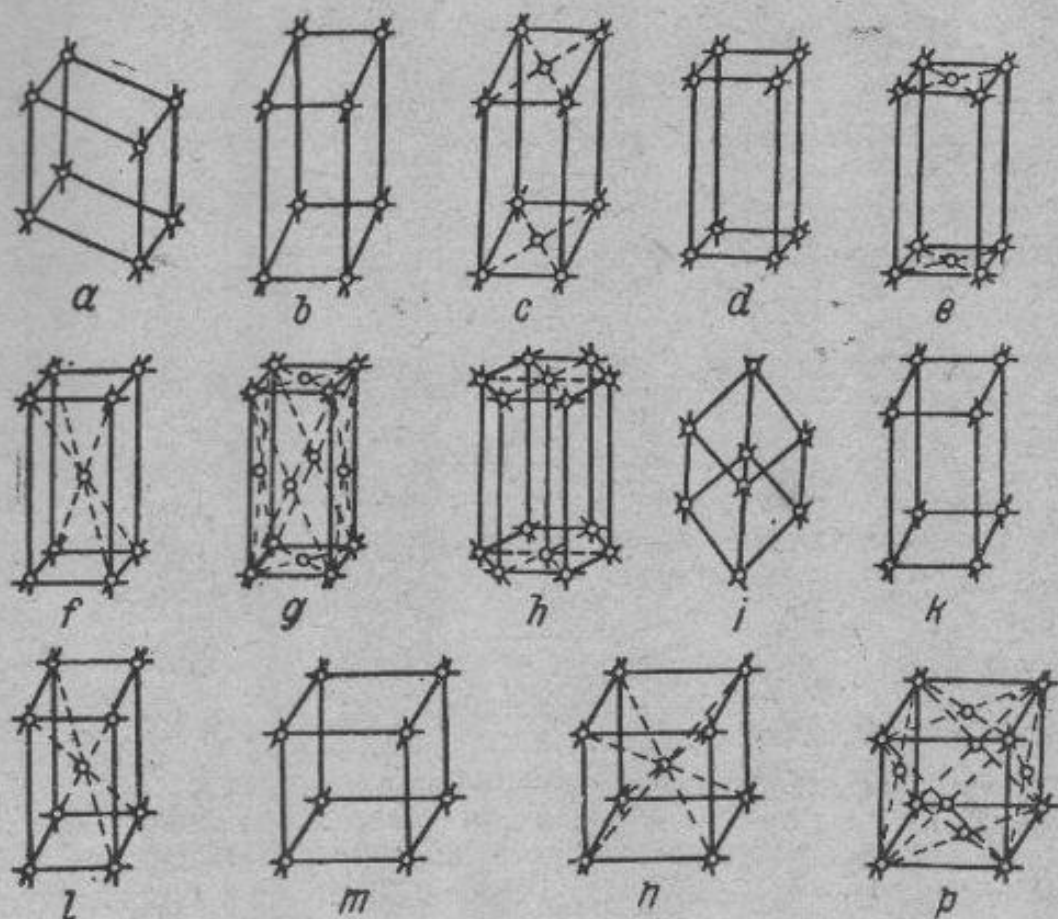


Фиг. 5. Размещение атомов в кристаллографической плоскости.

кристаллическую решетку. Взаимное расположение атомов в одной из плоскостей показано на схеме размещения атомов (фиг. 5). Боображаемые линии, проведенные через центры атомов, образуют решетку, в узлах которой располагаются атомы (положительно заряженные ионы), так называемая кристаллографическая плоскость. Многократное повторение кристаллографической плоскости параллельно самой себе воспроизводит пространственную кристаллическую решетку, узлы которой являются местом расположения атомов (ионов). Расстояния между центрами соседних атомов измеряются ангстремами ($1\text{Å} = 1 \cdot 10^{-8}$ см). Таким образом в кристаллическом веществе на расстоянии в 1 см размещаются десятки миллионов кристаллографических плоскостей. Взаимное расположение атомов в пространстве и размеры междуатомных расстояний исследуются рентгенструктурным анализом.

В 1912 г. было открыто явление интерференции рентгеновских лучей в кристаллах, подтвердившее теорию Федорова и Шенфлиса о правильности расположения атомов в кристаллическом веществе. Последующие многочисленные исследования показали многообразие пространственных атомных комбинаций. Взаиморасположение атомов в кристаллической решетке характеризуется строением элементарной ячейки. Под элементарной кристаллической ячейкой подразумевается наименьший комплекс атомов, который при своем многократном повторении в пространстве позволяет воспроизвести объемную или пространственную кристаллическую решетку.

Существуют семь основных форм кристаллических ячеек: 1) триклинная, 2) моноклинная, 3) ромбическая, 4) ромбоэдрическая, 5) гексагональная; 6) тетрагональная и 7) кубическая. Типы основных ячеек показаны на фиг. 6. Для металлов характерны гексагональные (h), тетрагональные (l) и кубические решетки (m , n и p). В простой кубической ячейке атомы размещаются в вершинах куба (m). В объемноцентрированной кубической ячейке (n) атомы располагаются в вершинах и центре куба на пересечении его больших диагоналей. В решетке гранецентрированного куба (p), помимо вершин куба, атомы занимают места в центрах граней.

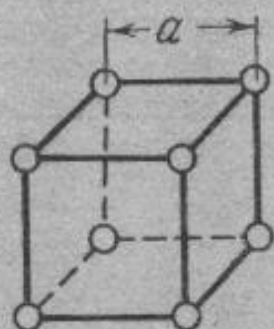


Фиг. 6. Типы основных кристаллических ячеек.

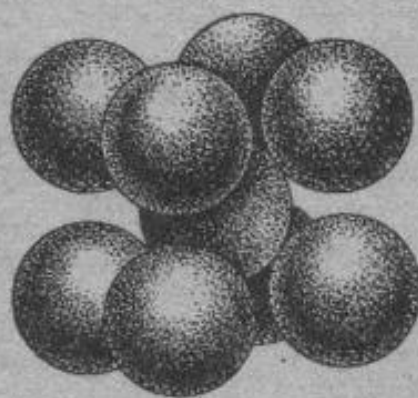
Кристаллические решетки характеризуются так называемыми параметрами или постоянными решетки. Под параметрами решетки подразумеваются основные величины, определяющие размеры элементарной кристаллической ячейки. Кубическую решетку определяет один параметр: длина ребра куба a (фиг. 7). Параметры имеют величины порядка атомных размеров, т. е. измеряются в ангстремах. Так например, параметр решетки α -железа (решетка объемноцентрированного куба) равен $2,86 \text{ \AA}$. Параметр γ -железа (решетка гранецентрированного куба) равен $3,56 \text{ \AA}$.

Атомы, образующие элементарную кристаллическую ячейку, находятся в состоянии химического взаимодействия, образуя тот или иной тип связи. Поэтому метод изображения кристаллической решетки (см.

фиг. 5—7) является условным. Более близким к действительности является метод изображения для объемноцентрированной решетки, показанный на фиг. 8 (в виде соприкасающихся шаров). Из рассмотрения



Фиг. 7. Элементарная кристаллическая ячейка.



Фиг. 8. Элементарная кристаллическая ячейка объемно-центрированного куба.

этой схемы следует, что параметр решетки a и атомный диаметр d связаны простыми геометрическими соотношениями.

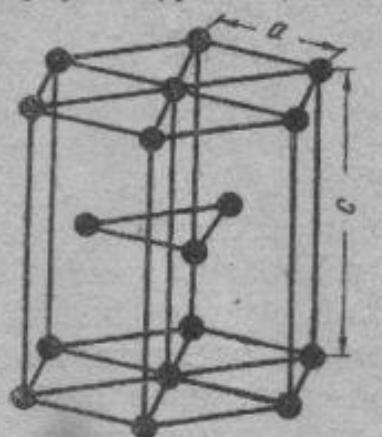
Для объемноцентрированного куба

$$d = \frac{a \cdot \sqrt{3}}{2}.$$

Для гранецентрированного куба

$$d = \frac{a \cdot \sqrt{2}}{2}.$$

Помимо кубических решеток, металлам присуща гексагональная форма (фиг. 9). Гексагональная решетка характеризуется отношением осей c/a .



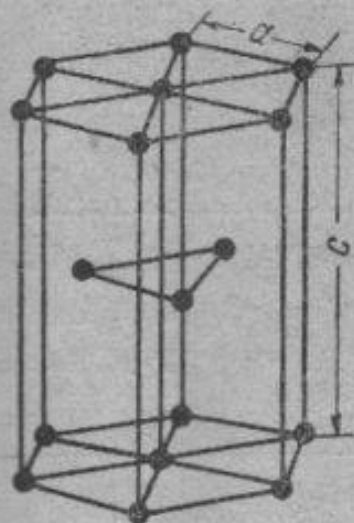
Фиг. 9. Гексагональная решетка плотно упакованная ($\frac{c}{a} = 1,63$).

При отношении осей $c/a = 1,633$ имеет место плотно упакованная гексагональная решетка; все 12 соседей атома находятся на равном от него расстоянии. При иных отношениях осей получается неплотно упакованная решетка типа цинка (фиг. 10).

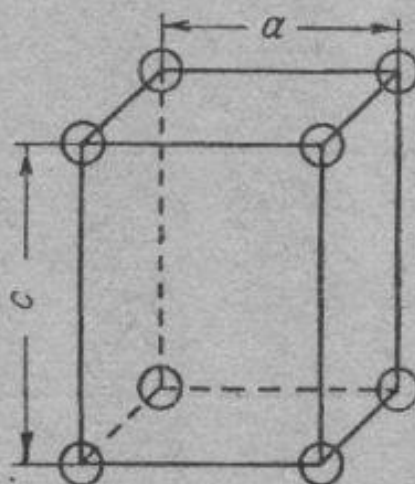
Тетрагональная решетка показана на фиг. 11 и характеризуется вытянутостью стороны c . Отношение параметров c/a характеризует степень тетрагональности. В пределе при $c/a = 1$ получается кубическая решетка. В зависимости от пространственного расположения атомов тетрагональная решетка (как и кубическая) может быть простой, объемноцентрированной (мартенсит) и гранецентрированной (структура индия).

Свойства металлов определяются взаимной связью атомов друг с другом и существенное значение получает число атомов, находящихся во взаимном контакте. Последнее определяется числом атомов, равностоящих от любого выбранного атома. Число атомов, находящихся

на равном расстоянии от данного атома, называется *координационным числом*. Так, например, атом в простой кубической решетке имеет шесть равноотстоящих соседей, т. е. координационное число равно 6. Центральный атом в объемноцентрированной решетке имеет восемь равноотстоящих соседей, т. е. координационное число равно 8. Координационное число для гранецентрированной решетки равно 12. В случае



Фиг. 10. Гексагональная решетка неплотно упакованная ($\frac{c}{a} > 1,63$).



Фиг. 11. Тетрагональная решетка ($\frac{c}{a} > 1$).

гексагональной плотноупакованной решетки координационное число также равно 12, а для $\frac{c}{a} \neq 1,633$ каждый атом имеет шесть атомов на одном расстоянии и шесть на другом (координационное число 6).

Для сокращения обозначений кристаллической решетки с указанием в этом обозначении как типа кристаллической решетки, так и координационного числа, принята следующая система:

простая кубическая	K6
кубическая объемноцентрированная	K8
кубическая гранецентрированная	K12
гексагональная плотно упакованная	$\left(\frac{c}{a} = 1,633\right)$ — Г12
гексагональная	$\left(\frac{c}{a} \neq 1,633\right)$ — Г6

Кристаллическая решетка металлических элементов в зависимости от их положения в периодической системе показана в табл. 5.

Существенной характеристикой кристаллической структуры является число атомов, приходящихся на элементарную ячейку. В объемноцентрированной решетке атомы, находящиеся в вершине, принадлежат восьми элементарным кубикам. Следовательно, каждый атом вносит в данную элементарную ячейку только одну восьмую, а все восемь атомов в вершинах — один атом на элементарную ячейку. Данной элементарной ячейке полностью принадлежит центральный атом. Следовательно, на одну элементарную ячейку приходится $\frac{1}{8} \times 8 + 1 = 2$ атома. В случае гранецентрированного куба элементарной ячейке принадлежат

Кристаллические решетки металлических элементов

3 Li K8	4 Be Г12												
11 Na K8	12 Mg Г12	13 Al K12											
19 K K8	20 Ca K12 (Г12)	21 Sc	22 Ti Г12 K8	23 V K8	24 Cr K8	25 Mn к. сл. к. сл. тетр.	26 Fe K8 K12	27 Co Г12 K12	28 Ni K12	29 Cu K12	30 Zn Г6	31 Ga тетр.	32 Ge алм.
37 Rb K8	38 Sr K12	39 Y Г12	40 Zr Г12 K8	41 Nb K8	42 Mo K8	43 Ma	44 Ru Г12	45 Rh K12	46 Pd K12	47 Ag K12	48 Cd Г6	49 In тетр.	50 Sn алм. тетр.
55 Cs K8	56 Ba K8	57-71 Р.з.Э K12 Г12	72 Hf Г12	73 Ta K8	74 W K8	75 Re Г12	76 Os Г12	77 Ir Г12	78 Pt K12	79 Au K12	80 Hg Г6	81 Tl Г12 K12	82 Pb K12
87	88 Ra	89 Ac	90 Th K12	91 Pa	92 U монокл. K8								

четыре атома ($\frac{1}{8} \times 8 = 1$ атом от числа расположенных в вершинах куба $\frac{1}{2} \times 6 = 3$ атома из числа центрирующих грань).

Типично металлические элементы, расположенные в левой части таблицы Менделеева, кристаллизуются в плотной упаковке, т. е. в простые кристаллические ячейки с большим координационным числом. Типично металлическими решетками являются решетки: K8, K12 и Г12. Действительно, почти все металлы, начиная от Cu, Al и Au и левее (т. е. элементы I класса по табл. 4), как видно из табл. 5, кристаллизуются в простые решетки K8, K12 и Г12¹.

Для неметаллических элементов, расположенных в правой части таблицы (III класс, табл. 4), характерна следующая закономерность (правило октэта), обусловленная ковалентной связью у этих элементов.

¹ Исключение составляет марганец. Однако установлено, что атомы марганца имеют различный размер. Кристаллическую решетку составляют атомы марганца, имеющие два (для β Mn) или четыре (для γ Mn) размера. Этим, вероятно, объясняется аномальное поведение марганца в сплавах.

Координационное число равняется $8-N$, где N — номер группы, которой принадлежит данный элемент.

Иод и элементы 7-й группы кристаллизуются в решетку с координационным числом 1 (т. е. атом иода имеет одного ближайшего соседа).

Селен и теллур (6-я группа) кристаллизуются так, что каждый атом имеет двух ближайших соседей.

Координационное число для решеток As, Sb и Bi равно 3 (5-я группа).

Углерод, кремний, германий и серое олово имеют так называемую решетку алмаза, координационное число которой равно 4 (6-я группа).

Элементы II класса (см. табл. 4) являются промежуточными между металлами и неметаллами.

Атомный радиус элемента является периодическим свойством вещества, что иллюстрируется табл. 6. Как общую закономерность можно отметить, что атомный радиус уменьшается при перемещении в одном периоде слева направо и имеет минимальное значение для элементов 8-й группы А. Атомный радиус увеличивается при переходе сверху вниз в одной группе.

Таблица 6

Атомные радиусы металлических элементов
в ангстремах

(для координационного числа 12)

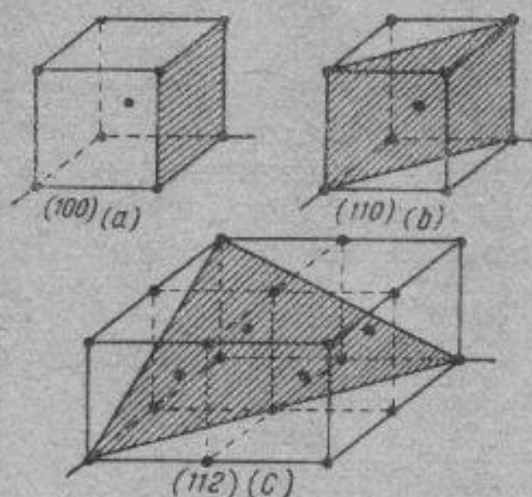
3 Li 1,58	4 Be 1,12											
11 Na 1,92	12 Mg 1,60	13 Al 1,43										
19 K 2,38	20 Ca 1,97	21 Sc 1,66	22 Ti 1,47	23 V 1,36	24 Cr 1,30	25 Mn 1,27	26 Fe 1,26	27 Co 1,25	28 Ni 1,25	29 Cu 1,28	30 Zn 1,37	31 Ga 1,53
37 Rb 2,53	38 Sr 2,15	39 Y 1,82	40 Zr 1,60	41 Nb 1,47	42 Mo 1,39	43 Ma 1,35	44 Ru 1,34	45 Rh 1,34	46 Pd 1,37	47 Ag 1,44	48 Cd 1,54	49 In 1,67
55 Cs 2,72	56 Ba 2,24	57-71 Р.з.Э 1,86	72 Hf 1,62	73 Ta 1,49	74 W 1,41	75 Re 1,37	76 Os 1,35	77 Ir 1,36	78 Pt 1,39	79 Au 1,46	80 Hg 1,57	81 Tl 1,71

Атомный радиус зависит также и от координационного числа (если элемент кристаллизуется в нескольких кристаллических решетках).

Для $K=8$ атомные радиусы примерно на 3% меньше, чем для $K=12$. В табл. 6 атомные радиусы даны для координационного числа 12.

§ 8. Кристаллографические плоскости и анизотропия свойств

В кристалле можно показать большое количество плоскостей, проходящих через узлы кристаллической решетки (так называемые кристаллографические плоскости). Расстояние между ними и плотность расположения атомов на них определяют, например, механические и физические свойства металла. Положение плоскостей показано на фиг. 12. Так, например, для решетки объемноцентрированного куба случай *a* (фиг. 12, *a*) — плоскость, проходящая через грань куба, случай *b* — плоскость, проходящая через диагонали грани куба, и т. д. Для обозначения положения кристаллографических плоскостей в кристаллических решетках принят специальный метод обозначения.



Фиг. 12. Кристаллографические плоскости в кубической решетке объемноцентрированного куба.

Случай *a*. Плоскость, совпадающая с гранью куба, отсекает на оси X отрезок, равный единице, и пересекается с осями Y и Z в бесконечности. Обозначение плоскости $1, \infty, \infty$.

Случай *b*. Плоскость отсекает на осях X и Y отрезки, равные единице, и пересекают ось Z в бесконечности. Обозначение плоскости $1, 1, \infty$.

Случай *c*. Плоскость отсекает на осях X и Y отрезки, равные 1, а по оси Z — отрезок, равный $1/2$. Обозначение плоскости $1, 1, 1/2$.

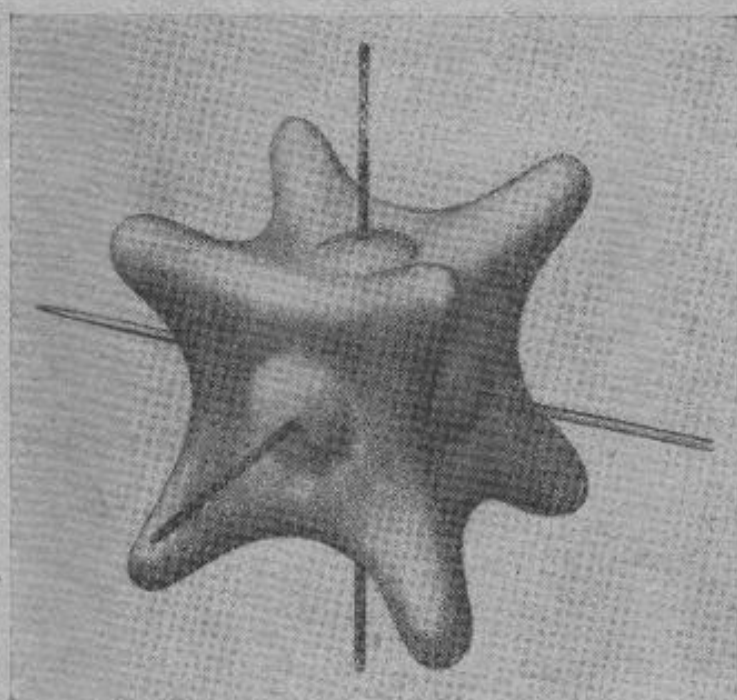
В связи с неудобством применения дробных величин и символа бесконечности для обозначения кристаллографических плоскостей применяются величины, обратные приведенным выше, так называемые индексы Миллера.

В случае *a* $\left(\frac{1}{1}; \frac{1}{\infty}; \frac{1}{\infty}\right)$ дают индексы (100); в случае *b* $\left(\frac{1}{1}; \frac{1}{1}; \frac{1}{\infty}\right)$ дают индексы (110); в случае *c* $\left(\frac{1}{1}; \frac{1}{1}; \frac{1}{1/2}\right)$ дают индексы (112).

Применяя эти индексы, можно определить положение любой кристаллографической плоскости для каждого типа кристаллической решетки.

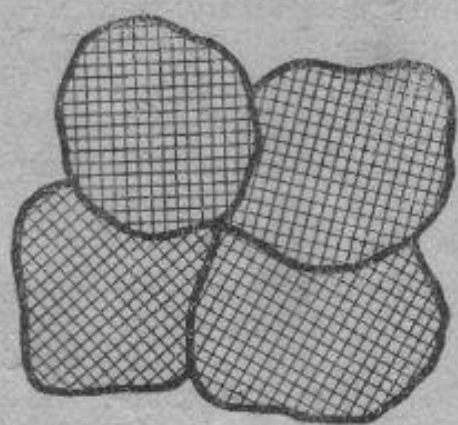
Рассмотрение кристаллографических плоскостей позволяет установить различие в расстояниях и взаиморасположении атомов в различных направлениях. Так как свойства вещества зависят от взаимодействия атомов друг с другом, то естественным является изменение свойств в зависимости от изменения количества и взаиморасположения атомов в различных кристаллографических плоскостях. Различие свойств кристаллов в зависимости от кристаллографического направления, носит название *анизотропии*. Явление анизотропии иллюстрирует-

ся фиг. 13; значение величины свойства в данном направлении определяется величиной вектора, а поверхность тела образуется концами этих векторов. Как следует из рассмотрения фиг. 13, прочность кристалла меди является явно анизотропным свойством. Анизотропными являются и все другие свойства кристалла.

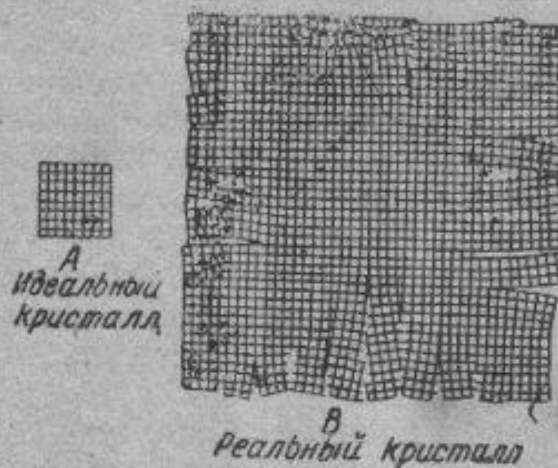


Фиг. 13. Модель изменения предела прочности кристалла меди в зависимости от направления приложенной нагрузки.

В силу ряда причин, рассматривающихся далее (гл. II), реальный металл не представляет собой единого кристаллического образования — монокристалла. В реальном случае металл состоит из многих



Фиг. 14. Схематическое представление о различно ориентированных зернах в поликристаллическом теле.



Фиг. 15. Кристаллическая решетка идеального и реального кристалла.

кристаллов, одиночно построенных, но по-разному ориентированных в пространстве (фиг. 14). Такое тело называется поликристаллическим («поли» значит много). Обычно размер каждого кристаллика измеряется долями миллиметра, и поэтому в 1 см^3 металла содержатся десятки тысяч кристалликов. Произвольность ориентировки каждого кристалли-

ка создает положение, при котором в любом направлении располагаются равные количества различно ориентированных частиц. Следствием этого является равенство всех свойств в любом направлении, или *квазиизотропия* (ложная изотропия).

Следует отметить, что геометрически правильной решетки у реального кристаллического тела не существует. В силу ряда причин (температурные условия, напряжения и т. д.) правильность кристаллического строения в той или иной степени нарушена искажением кристаллической решетки, отсутствием атомов в отдельных узлах решетки и т. д. (фиг. 15). Особенно сильно перечисленные дефекты развиты в периферийных зонах кристалла.

ЛИТЕРАТУРА

В. Н. Кондратьев. Структура атомов и молекул. Издательство АН СССР, 1946.

Энциклопедия металлофизики, т. I, ОНТИ, 1937.

В. Юм-Розери. Структура и свойства сплавов. ГОНТИ, НКТП СССР, 1938.

Н. В. Агеев. Химия металлических сплавов. Изд-во АН СССР, 1941.

ГЛАВА II*

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

§ 1. Плавление

Твердое состояние характеризуется закономерным расположением атомов, а жидкое состояние — неупорядоченным, хаотическим.

Следовательно, переход от жидкого состояния в твердое сопровождается определенной расстановкой атомов в пространстве — образованием кристаллической решетки, т. е. затвердевание есть процесс образования из жидкости кристаллов, или процесс кристаллизации.

Переход из твердого состояния в жидкое — плавление — характеризуется разрушением кристаллической решетки.

Прежде чем перейти к рассмотрению процессов кристаллизации, рассмотрим некоторые моменты, связанные с обратным превращением — с плавлением.

В твердом состоянии атомы не находятся в неподвижном строго зафиксированном состоянии в узлах кристаллической решетки. Наоборот, они колеблются у средних положений с определенной частотой, характерной для данного сорта атомов, причем с повышением температуры увеличивается амплитуда колебания. Таким образом каждый атом представляет непрерывно вибрирующую частицу, а узел кристаллической решетки является средним местоположением такой колеблющейся частицы. Сохранение решетки, состоящей из колеблющихся атомов, будет возможно до тех пор, пока увеличение амплитуды колебаний при повышении температуры не достигнет некоторой критической величины. Достижение этой величины приведет к разрушению кристаллической решетки и хаотическому взаиморасположению атомов или отдельных групп, в результате чего металл перейдет из состояния твер-

* § 1—6 написаны доцентом канд. техн. наук М. Е. Блантером.

дого кристаллического тела в жидкое. Следовательно, процесс расплавления заключается в разрушении кристаллической решетки в связи с увеличением амплитуды колебания атомов при повышении температуры.

Температура плавления наиболее распространенных в технике металлов приводится в табл. 7.

Как видно, температура плавления различных металлов весьма различна и колеблется в широких пределах от минус $38,9^\circ$ для ртути — самого легкоплавкого металла, находящегося в жидком состоянии при комнатной температуре (20°C), до 3390° для самого тугоплавкого металла — вольфрама.

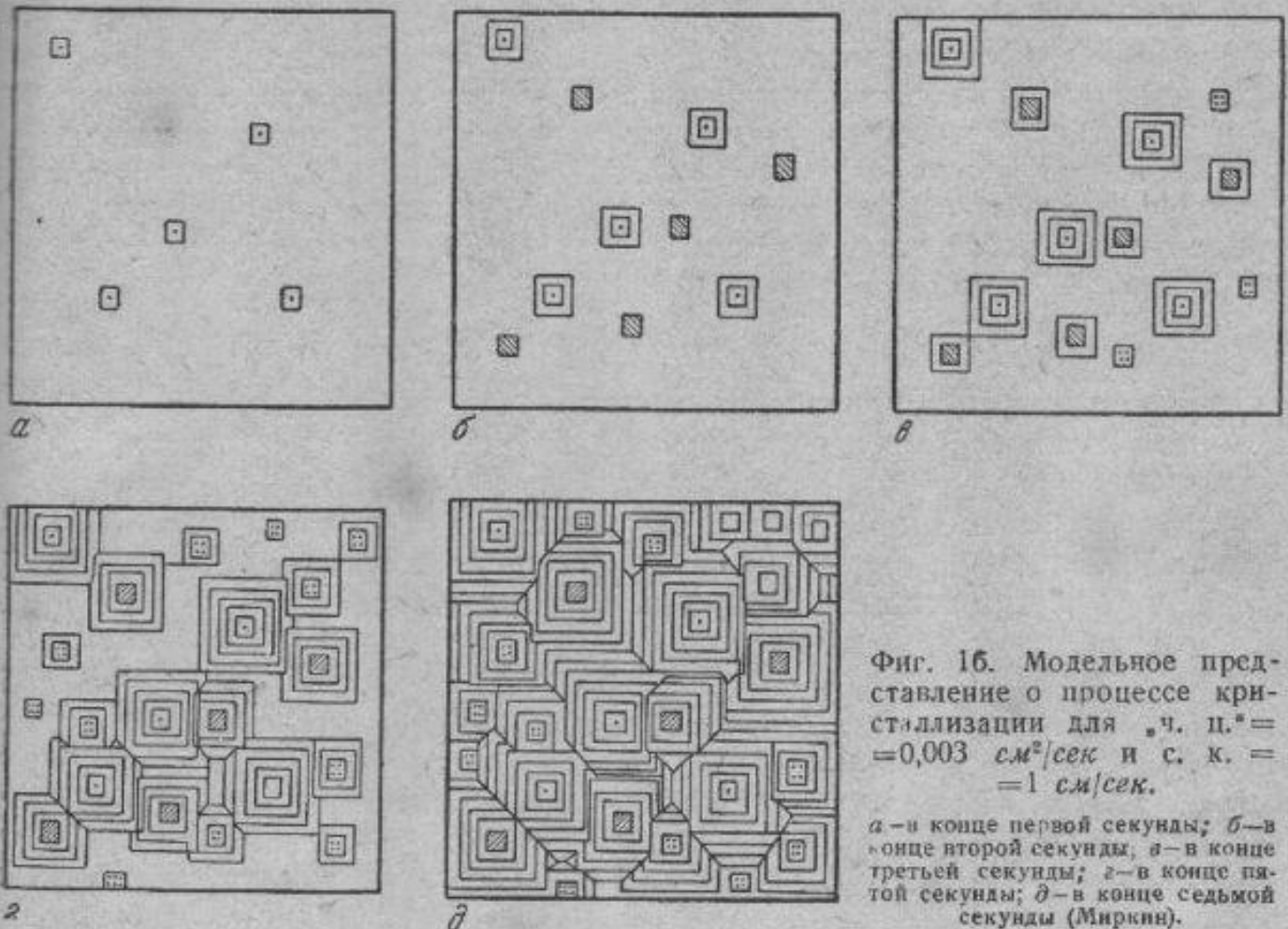
§ 2. Кристаллизация (модельные представления)

Кристаллизация состоит из двух элементарных процессов: первый заключается в зарождении в объеме жидкого расплава мельчайших кристаллических частиц, называемых центрами кристаллизации; второй элементарный процесс заключается в росте центров кристаллизации и протекает одновременно с первым. Схематически процесс кристаллизации показан на фиг. 16, причем

Таблица 7

Температура плавления
некоторых чистых металлов

Металл	Температура плавления, $^\circ\text{C}$
Hg	-38,9
Sn	232
Bi	271
Pb	327
Zn	419
Mg	650
Al	658
Cu	1083
Ni	1452
Fe	1535
Mo	2600
W	3390

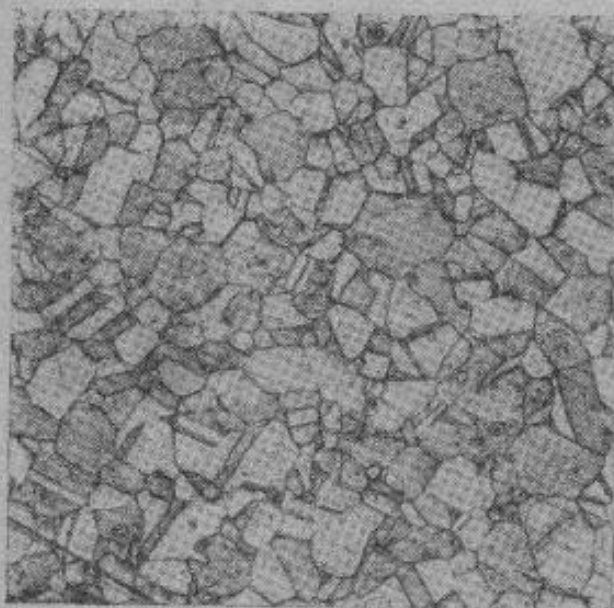


Фиг. 16. Модельное представление о процессе кристаллизации для $\mu, \text{ч. п.} = 0,003 \text{ см}^2/\text{сек}$ и $\text{с. к.} = 1 \text{ см}/\text{сек}$.

a — в конце первой секунды; $б$ — в конце второй секунды, $в$ — в конце третьей секунды; $г$ — в конце пятой секунды; $д$ — в конце седьмой секунды (Миркин).

предполагается постоянство величины скорости зарождения и скорости роста центров по времени.

Как видим, к концу первой секунды кристаллизации в рассматриваемом объеме образуется пять зародышей (фиг. 16, а). В течение второй секунды зародыши первой секунды вырастают и одновременно появляются новые пять зародышей (фиг. 16, б). Процессы роста и зарождения протекают в течение третьей секунды (фиг. 16, в), четвертой и пятой (фиг. 16, г), шестой и, наконец, завершаются к концу седьмой секунды (фиг. 16, д) в связи с исчерпанием жидкого маточного расплава. При рассмотрении схемы кристаллизации следует обратить внимание на следующие два момента. Огранка растущих кристаллитов правильна и подобна для всех центров кристаллизации. Форма кристаллитов, наблюдаемых в плоскости после окончания кристаллизации, неправильна.



Фиг. 17. Полиэдрическое строение чистого металла (меди). $\times 100$.

Форма растущих кристаллитов определяется энергетическим состоянием и является симметричной. Если рост кристаллитов протекает в абсолютно свободных условиях, то огранка в конце процесса кристаллизации подобна огранке центров зарождения. Однако свободный рост кристаллитов ограничивается столкновениями и срастанием отдельных граней растущих частиц, вследствие чего продолжающаяся кристаллизация приводит к одностороннему росту кристаллитов. Поэтому кристаллиты в полностью затвердевшем теле имеют неправильную огранку (фиг. 17). Кристаллиты, составляющие твердое кристаллическое тело и имеющие неправильную геометрическую форму, носят название зерен.

§ 3. Условия кристаллизации. Переохлаждение

Все процессы в природе стремятся привести систему в состояние, характеризующееся наименьшим запасом энергии. Так, например, шарик, помещенный на наклонной плоскости в положение 1 (более высокое), испытывает стремление к перемещению в положение 2 (более низкое) (фиг. 18), ибо потенциальная энергия положения 1 более высока, чем потенциальная энергия положения 2.

Энергетической характеристикой состояния вещества является термодинамический потенциал.

$$\zeta = U - TS + pV,$$

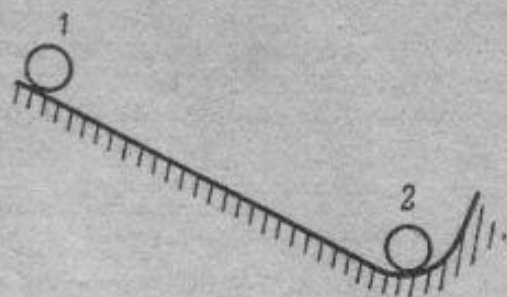
где U — полный запас внутренней энергии системы;

T — абсолютная температура;

S — энтропия;

p — давление;

V — объем.



Фиг. 18.

Для конденсированных систем (жидкие и твердые тела) энергетической характеристикой состояния является свободная энергия

$$F=U-TS$$

(в связи с малыми объемными изменениями при переходе из одного состояния в другое).

Если вещество может находиться в разных состояниях, то устойчивым состоянием будет то, которое обладает меньшим запасом свободной энергии.

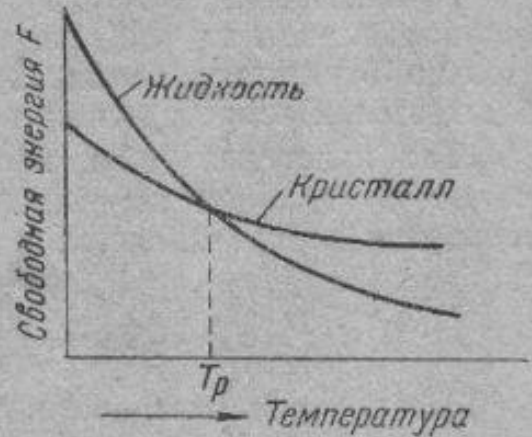
Поэтому при температуре выше температуры плавления меньшее значение имеет запас свободной энергии жидкости, а не тела в кристаллическом состоянии и, наоборот, при температурах ниже температур плавления меньшим запасом свободной энергии обладает кристаллическое тело (фиг. 19).

Очевидно, что при температуре плавления (кристаллизации) запасы свободной энергии жидкости и кристалла равны, что обуславливает равновесие жидкости и твердого вещества. Для того чтобы вызвать кристаллизацию, необходимо создать условия, при которых реализуется энергетическая выгодность затвердевания, т. е. необходимо охладить жидкость до температуры, лежащей ниже теоретической температуры кристаллизации. При этом свободная энергия кристалла окажется меньшей, что вызовет переход из жидкого состояния в твердое.

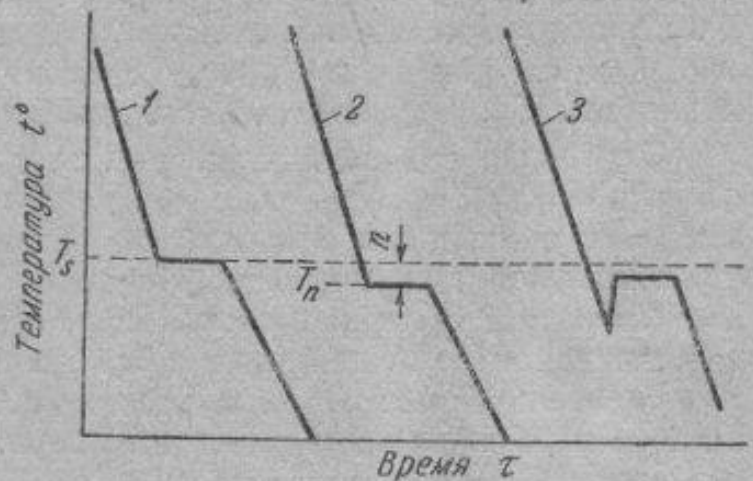
Явление охлаждения жидкости до температуры, лежащей ниже теоретической температуры кристаллизации, называется *переохлаждением*. Величиной переохлаждения называют разность между теоретической и фактической температурой кристаллизации. Если, например, теоретическая температура затвердевания равна 631°C , а до начала процесса кристаллизации жидкость была переохлаждена до 590°C , то величина переохлаждения n определяется разностью $631^{\circ} - 590^{\circ} = 41^{\circ}\text{C}$.

Процесс перехода из жидкого в кристаллическое состояние можно изобразить кривыми в координатах время — температура (фиг. 20).

Понижение температуры сопровождается охлаждением жидкости до температуры кристаллизации T_c (кривая 1). Далее следует горизонтальная площадка, отвод тепла компенсируется выделяющейся при кристаллизации скрытой теплотой плавления (кристаллизации). По окончании затвердевания температура непрерывно падает в связи с нормальным охлаждением твердого кристаллического вещества.



Фиг. 19. Изменение свободной энергии жидкого и кристаллического тела в зависимости от температуры (схема).



Фиг. 20. Кривые охлаждения и кристаллизации.

Кривая 2 показывает реальное протекание процесса кристаллизации. Жидкость непрерывно охлаждается до температуры переохлаждения T_n , лежащей ниже теоретической температуры кристаллизации T_s . При достижении температуры T_n создаются энергетические условия, необходимые для протекания процесса затвердевания. Величина переохлаждения n определяется разностью между теоретической и фактической, при данных условиях кристаллизации, температурами.

$$nT_s - T_n$$

У некоторых металлов из-за большого переохлаждения скрытая теплота плавления выделяется в первый момент кристаллизации настолько бурно, что температура скачкообразно повышается и приближается к теоретической температуре (фиг. 20, кривая 3).

Так кристаллизуется, например, сурьма; однако для большинства металлов величина переохлаждения n оказывается весьма незначительной и не улавливается в нормальных условиях эксперимента.

§ 4. Теория кристаллизации Таммана

Тамман систематически исследовал процесс кристаллизации с точки зрения изменения ее основных параметров: зарождения центров и роста кристаллов, и установил зависимость их от степени переохлаждения.

Количественно зарождение центров кристаллизации и рост их определяется величинами, характеризующими скорости соответствующих процессов.

Скорость зарождения центров (ч. ц.) определяется количеством зародышей, возникающих в единице объема (1 мм^3) в единицу времени (1 сек.). Размерность ч. ц. — $\text{мм}^3/\text{сек}$. Под скоростью роста кристалла (с. к.) подразумевается линейное продвижение растущей грани кристалла в мм или см в единицу времени (секунды или минуты). Размерность скорости роста: $\text{мм}/\text{сек}$, $\text{мм}/\text{мин}$, $\text{см}/\text{сек}$, $\text{см}/\text{мин}$.

Определяя значения ч. ц. и с. к. для данного расплава, Тамман открыл, что при постоянной величине переохлаждения ч. ц. и с. к. оказываются величинами постоянными в течение всего времени процесса кристаллизации. При исследовании изменения величин ч. ц. и с. к. в зависимости от степени переохлаждения установлено, что в общем случае каждая переменная изменяется по закону кривых распределения, т. е. с увеличением переохлаждения возрастает и при определенной степени переохлаждения имеет максимум. Графическое выражение этой зависимости показано на фиг. 21.

При теоретической температуре кристаллизации с. к. и ч. ц. равны нулю, что находится в полном соответствии с изложенными выше энергетическими соображениями о необходимости переохлаждения для протекания процесса кристаллизации. По мере увеличения степени переохлаждения скорость роста и скорость зарождения центров возрастают, достигают некоторого максимума и далее, плавно ниспадая, достигают при определенных величинах переохлаждения практически нулевого значения.

Результаты процесса кристаллизации, т. е. размер полученных кристаллов зависит от абсолютных величин значений с.к. и ч.ц. при данной степени переохлаждения. Следовательно, существенным является



Фиг. 21. Скорость роста кристаллов и скорость зарождения центров в зависимости от степени переохлаждения (случай 1).



Фиг. 22. Скорость роста кристаллов и скорость зарождения центров в зависимости от степени переохлаждения (случай 2).

ся взаиморасположение кривых с.к. и ч.ц. по температуре. Принципиально возможны два случая.

Случай 1. С увеличением переохлаждения величина с.к. растет быстрее, чем ч.ц., и максимальное значение с.к. достигается ранее, чем ч.ц. (фиг. 21).

В этом случае при малых степенях переохлаждения, при малом значении ч.ц. величина с.к. велика, и продукты кристаллизации будут характеризоваться крупнозернистым строением.

С увеличением степени переохлаждения начинает интенсивно увеличиваться параметр кристаллизации ч.ц. В результате кристаллизации по мере увеличения степени переохлаждения будет получаться все более и более мелкозернистая структура.

Указанное расположение кривых ч.ц. и с.к., приведенное на фиг. 21, характерно для металлов.

Выше говорилось о малой способности жидких металлов к переохлаждению, поэтому у металлов кривые ч.ц. и с.к. обрываются при малом переохлаждении. Невозможно переохлаждать металл до таких температур, при которых с.к. или ч.ц. были бы равны нулю.

Случай 2 (фиг. 22). Ч.ц. достигает своего максимального значения ранее, чем с.к. При больших степенях переохлаждения вследствие большого значения с.к. и малого ч.ц. в результате кристаллизации получается крупнозернистое строение, тогда как при малых степенях переохлаждения наблюдается мелкозернистое строение.

При таких переохлаждениях, когда величина ч.ц. равняется нулю, кристаллизации не происходит, однако переохлажденная жидкость неустойчива, введенные извне центры могут вызвать процесс кристаллизации.

Жидкость, переохлажденная до такого состояния, при котором и ч.ц. и с.к. равны нулю, является устойчивой.

Расположение кривых ч.ц. и с.к., приведенное на фиг. 22, характерно для многих органических веществ, солей и силикатов. Например,

стекло весьма склонно к переохлаждению. Обычное прозрачное «твердое» стекло является загустевшей жидкостью; жидкое стекло без кристаллизации было переохлаждено до таких степеней, при которых процесс кристаллизации итти не может. Такое состояние является аморфным и характеризуется прежде всего отсутствием правильного расположения атомов в кристаллической решетке.

§ 5. Факторы, влияющие на величины с. к. и ч. ц.

Кривые изменения с. к. и ч. ц. имеют максимум. Это показывает, что один и тот же фактор — переохлаждение — вначале способствует кристаллизации, а затем ее замедляет.

Процесс кристаллизации заключается в том, что отдельные атомы вещества в расплаве или растворе образуют сначала зародыш, растущий вследствие притока к нему других атомов из жидкости. Следовательно, скорость кристаллизации будет увеличиваться с увеличением подвижности частиц жидкости и, наоборот, уменьшаться с увеличением вязкости. Поэтому с увеличением степени переохлаждения, т. е. с понижением температуры, когда подвижность частиц уменьшается, скорость кристаллизации должна уменьшаться.

Вторым фактором, определяющим скорость кристаллизации, является стремление к переходу в более устойчивое состояние, характеризующееся меньшим запасом свободной энергии (в данном случае жидкости в твердое состояние) (§ 3). Влияние этого фактора равно нулю при теоретической температуре кристаллизации и резко возрастает с увеличением переохлаждения.

При малых степенях переохлаждения, пока подвижность частиц велика, скорость кристаллизации определяется увеличением энергетического стремления к кристаллизации, и поэтому скорость кристаллизации непрерывно возрастает. С увеличением степени переохлаждения начинает превалировать фактор уменьшения подвижности частиц вследствие увеличивающейся вязкости жидкой среды. В связи с этим скорость кристаллизации уменьшается и, наконец, становится равной нулю.

Из сказанного следует, что основные параметры кристаллизации и полученный в результате кристаллизации размер зерна зависят от степени переохлаждения. Величина переохлаждения зависит от природы вещества (с какой скоростью изменяются с. к. и ч. ц. с увеличением переохлаждения), а также и от внешних условий. Чем быстрее охлаждается жидкость, чем интенсивнее отвод тепла, тем больше степень переохлаждения.

Поэтому в тех случаях, когда нужно получить кристаллизацию при больших степенях переохлаждения, всемерно увеличивают скорость охлаждения при кристаллизации.

В практических случаях кристаллизации на скорость зарождения центров сильно влияет наличие посторонних примесей (кристалликов, пыли, загрязнений и т. д.) в жидкости. Многократное фильтрование или другой метод очистки жидкости значительно снижают способность к кристаллизации. Поэтому для ускорения процесса кристаллизации и измельчения зерна в промышленных условиях практикуется искусственное введение в жидкий расплав нерастворимых частиц, служащих дополнительными центрами кристаллизации и «увеличивающими» значение ч. ц. Так, например, для получения мелкозернистой стали вводится металлический алюминий, который после окисления образует мельчайшие частицы нерастворимого оксида (Al_2O_3). Для измельчения зерна в кремнеалюминиевом сплаве (силумине) в жидкий расплав вводят дисперсные частицы окислов натрия. Как правило, измельчение зерна металла повышает механические качества.

Наоборот, в тех случаях, когда необходимо получить крупнозернистый металл, расплав необходимо очистить от посторонних примесей. Например, для полного растворения в жидком сплаве различных частиц, которые могли бы служить зародышевыми центрами, следует перегреть расплав.

Если величина ч. ц. зависит от многих внешних и как будто бы случайных причин, то величина с. к. от них не зависит. Как правило, скорость роста кристаллов при определенной степени переохлаждения есть постоянная величина, характерная для данного сплава.

§ 6. Форма кристаллических образований. Слиток

Реально протекающий процесс затвердевания металла усложняется действием многих факторов, определяющих размер и форму кристаллических образований. При этом роль элементарных процессов спонтанной (самопроизвольной) кристаллизации, по Тамману, становится второстепенной (сохраняя свое значение для случая перекристаллизации в твердом состоянии).

Реальный процесс кристаллизации больших объемов металла начинается у стенок формы (изложницы), где жидкий металл охлаждается в первую очередь. Рост первичных кристаллических образований происходит перпендикулярно неровностям поверхности стенки. Растущие зерна сталкиваются и, срастаясь, образуют первую зону малой протяженности мелкокристаллического строения. Перпендикулярно образовавшейся поверхности начинается рост столбчатых зерен, занимающих значительную часть объема слитков. При этом форма кристаллов обуславливается, главным образом, законами теплопередачи и наличием конвекционных токов.

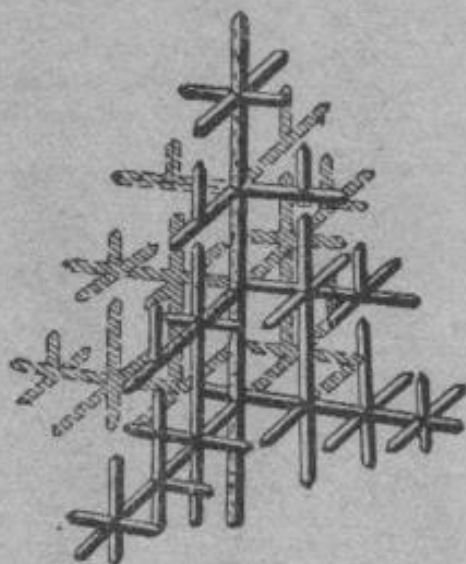
Наиболее интенсивный отвод тепла происходит в направлении, перпендикулярном поверхности охлаждения. В этом направлении развивается главная ось кристалла (см. схему фиг. 23).

Перпендикулярно главной оси кристалла (называемой осью первого порядка), также по направлениям теплоотвода, растут оси второго порядка, перпендикулярно к которым появляются оси третьего порядка, и т. д. В результате такой кристаллизации образуется древовидный кристалл, так называемый *дендрит*. Фотография такого дендрита, имеющего размеры по длине в 350 см (обнаружен Д. К. Черновым в усадочной раковине 100-тонного стального слитка), показана на фиг. 24.

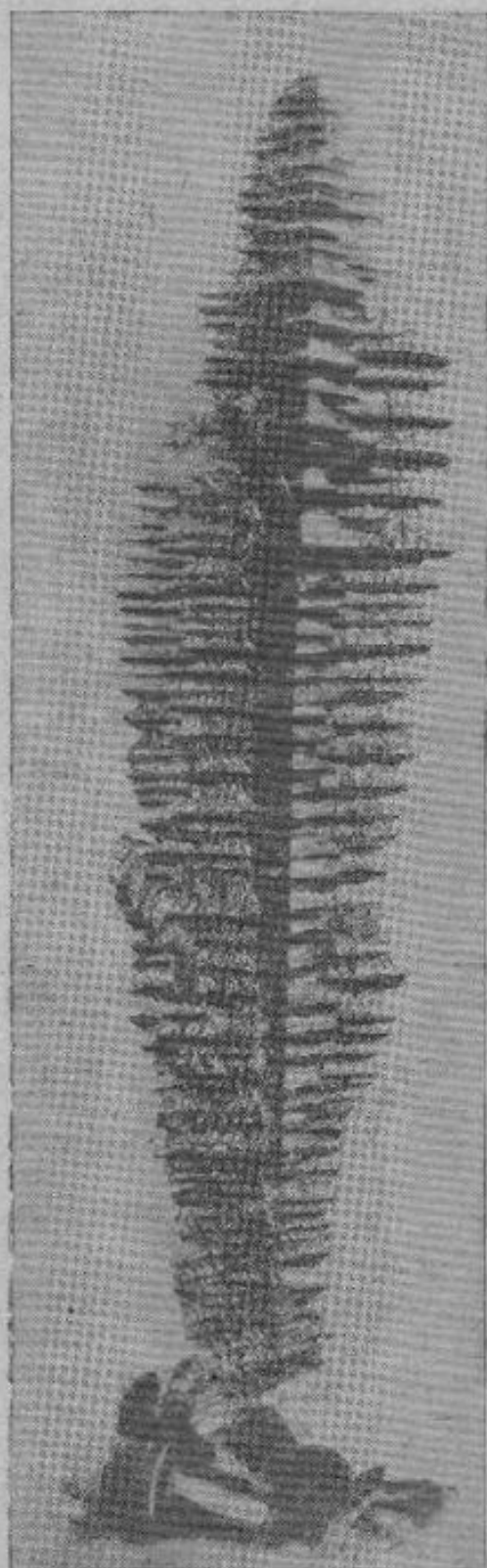
Дендритная форма кристаллизации весьма распространена у металлов.

В процессе роста осей дендрита у поверхности кристаллизации выделяется значительное количество тепла, что тормозит процесс затвердевания. Однако полученный при этом перепад температур в жидком металле вызывает возникновение конвекционных токов, вследствие чего к поверхности кристалла подаются менее нагретые объемы жидкости. Наиболее интенсивны конвекционные токи у острых ребер кристалла, наименее — у граней. Этим объясняется торможение роста у середины граней и разрастание дендритных кристаллов вследствие сильного роста вершин кристалла.

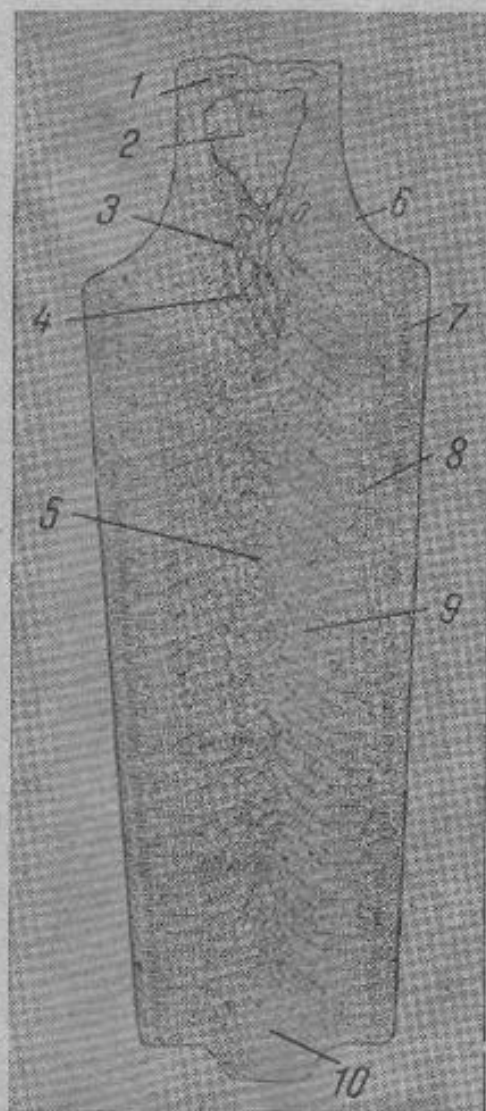
Одновременно с ростом столбчатых кристаллов наступает момент, когда возможно образование зародышей в сердцевине слитка. Свободный рост этих зародышей приводит к образованию зоны равноосных зерен. Зародышами равноосных зерен являются кристаллики, образующиеся при охлаждении струи жидкого металла при литье и частично сохраняющиеся в объеме залитого металла. Аналогично ведут себя



Фиг. 23. Дендрит (схема по Д. К. Чернову).



Фиг. 24. Фотография дендрита Чернова.



Фиг. 25. Схематическое изображение макроструктуры стального слитка весом около 3700 кг, в продольном осевом разрезе после глубокого травления этого шлифованного среза 20—25%-ным водным раствором серной кислоты:

1—мосты; 2—усадочная раковина; 3—усадочные пустоты и ликвационная зона; 4—усадочная рыхлость и ликвационная зона; 5—зона срединных дендритов, ориентированных в разных направлениях; 6—тонкий слой плотного зернистого или глобулитного строения; 7—мелкие плотные дендриты, ориентированные перпендикулярно к стенкам изложницы; 8—крупные дендриты, направленные перпендикулярно к стенкам изложницы (так называемые шестоватые кристаллы); 9—крупные дендриты, которые, начиная от низа к верху слитка, все более отклоняются вверх; 10—часть слитка с плотным зернистым строением, объемом в виде конуса с основанием, совпадающим с нижним торцом слитка. Такой вид и строение слитка типичны для высококачественной стали, отливаемой сверху в изложницу, которая наверху имеет слабо теплопроводящую огнеупорную надставку (Н. Мишкевич).

кристаллики, образующиеся при охлаждении поверхностного слоя отливки.

Они опускаются благодаря большому удельному весу и, продолжая расти, также образуют равноосные зерна. И, наконец, температурные условия переохлаждения средней части слитка также приводят к зарождению новых кристалликов.

При этом, как правило, равноосные кристаллы растут как разветвленные дендриты, что в данном случае обуславливается в основном наличием конвекционных токов в связи с отсутствием направлений интенсивной теплоотдачи. Полученное таким образом строение слитка схематически показано на фиг. 25.

Следовательно, слиток металла характеризуется наличием двух основных зон: столбчатых (периферийных) и равноосных зерен в центральной части слитка.

При достаточно большой скорости охлаждения и соблюдении некоторых других условий зона смешанно ориентированных кристаллов не образуется вследствие сильного развития слоя столбчатых кристаллов (так называемое явление транскристаллизации — фиг. 26, а).

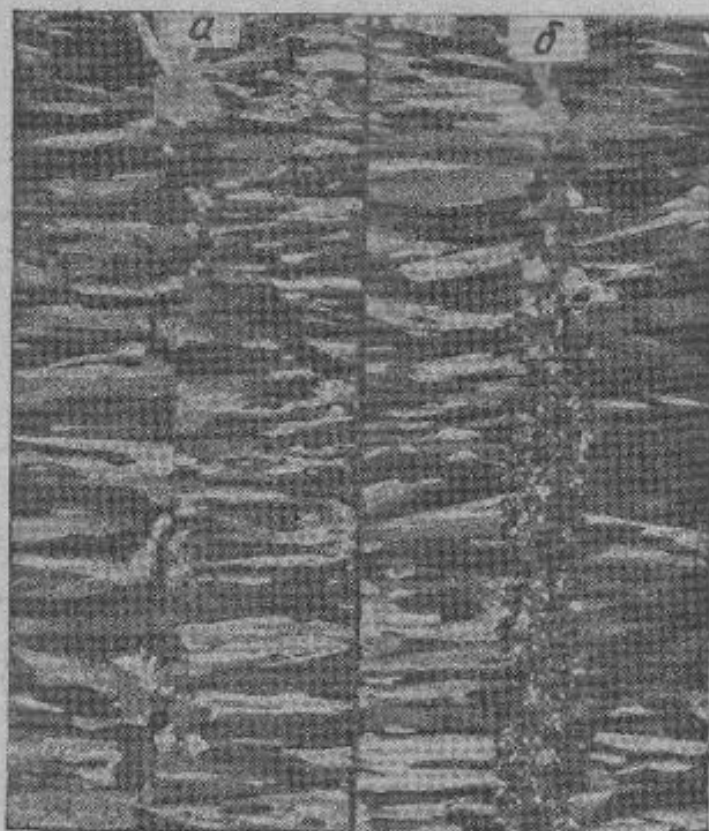
При этом в стыке перпендикулярно растущих столбчатых кристаллов располагаются плоскости наибольшей слабости, наименьшей механической прочности.

Транскристаллизация ухудшает свойства слитка, затрудняет его механическую обработку (прокатку, ковку), поэтому ее стараются избежать. Однако при отливке некоторых пластичных металлов прибегают к транскристаллизации для получения более плотного слитка.

Одним из условий, способствующих развитию зоны столбчатых кристаллов, является также высокий предварительный нагрев металла, способствующий растворению частиц, служащих центрами образования равноосных зерен. Наоборот, тугоплавкие примеси, выпадающие из жидкого металла при высоких температурах или механически взвешенные в нем, способствуют развитию зоны равноосных зерен вместо столбчатых.

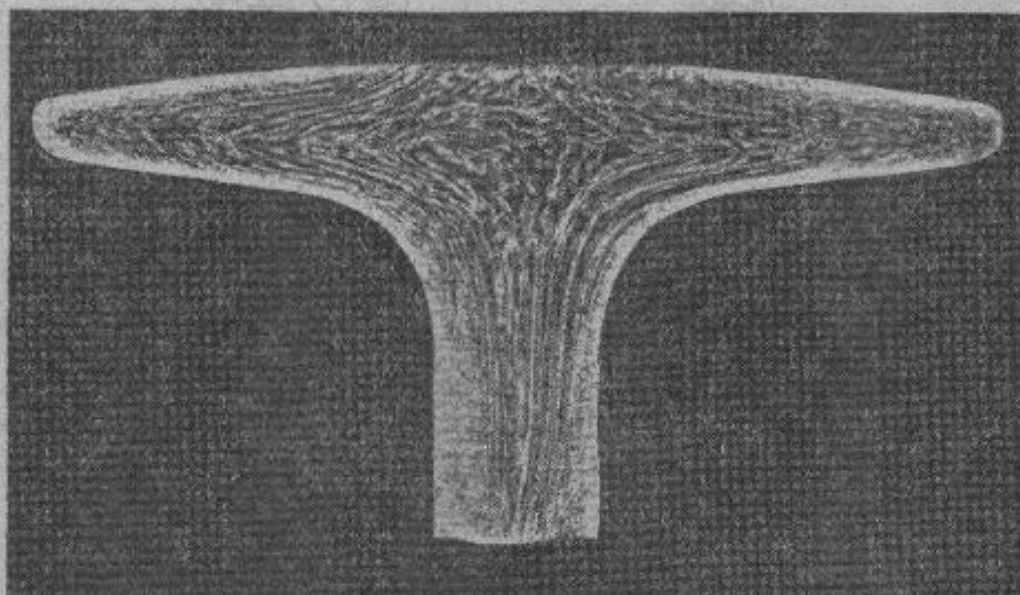
Форма первичных кристаллов, полученных у литого металла после прокатки,ковки или другого вида механической обработки металла давлением, не сохраняется.

Дендриты вытягиваются по направлению течения металла при прокатке или ковке, образуя так называемые волокна.



Фиг. 26. Транскристаллизация слитка алюминиевой бронзы.

На фиг. 27 приводится микроструктура штампованного клапана авиамотора, на которой ясно видно расположение волокон вдоль контура изделия.



Фиг. 27. Волокнистое строение металла, деформированного в горячем состоянии. Макроструктура клапана авиамотора.

§ 7. Превращения в твердом состоянии. Аллотропия

Атомы данного элемента могут теоретически образовать любую (гране- или объемноцентрированную, гексагональную и т. д.) кристаллическую решетку. Однако устойчивым, а следовательно, реально существующим типом является решетка, обладающая наиболее низким запасом свободной энергии. Так, например, в твердом состоянии литий, натрий, калий, рубидий, цезий, молибден, вольфрам и другие металлы имеют объемноцентрированную кубическую решетку; алюминий, кальций, медь, серебро, золото, платина и т. д. — гранецентрированную решетку, а бериллий, магний, цирконий, гафний, осмий и некоторые другие — гексагональную.

Однако в ряде случаев при изменении температуры и давления можно наблюдать у одного и того же металла решетки различных типов. Так, например, железо существует в решетке объемноцентрированного и гранецентрированного куба; обнаружен кобальт с гранецентрированной и гексагональной решеткой. В различных решетках кристаллизуются также олово, марганец и некоторые другие металлы.

Существование одного металла (вещества) в нескольких кристаллических формах носит название *полиморфизма*, или *аллотропии*. Различные кристаллические формы одного вещества называются *полиморфными* или *аллотропическими* модификациями.

Определенным внешним условиям соответствует наиболее устойчивая форма существования данного вещества. Так, например, применяя давление в несколько тысяч атмосфер, можно вызвать переход некоторых веществ из одной модификации в другую. Аналогично влияет и температура.

Для практического металловедения обычное незначительное изменение давления несущественно и важна, главным образом, температурная аллотропия.

Табл. 8 показывает интервал температур существования различных аллотропических форм у металлов, у которых найдена температурная аллотропия.

Таблица 8

Аллотропические формы металлов

Металл	Аллотропическая форма	Интервал температур устойчивого состояния	Кристаллическая решетка
Fe	α	До 910° и от 1395 до 1535° $910 - 1395^\circ$	Кубическая объемноцентрированная
Fe	γ		Кубическая гранецентрированная
Co	α	До 450° $467 - 1490^\circ$	Гексагональная
Co	β		Кубическая гранецентрированная
Sn	α	До 18° $18 - 232^\circ$	Решетка алмаза
Sn	β		Тетрагональная объемноцентрированная
Te	α	До 230° $230 - 304^\circ$	Гексагональная
Te	β		Кубическая гранецентрированная
Mn	α	До 742° $742 - 1192^\circ$ $1192 - 1250^\circ$	Кубическая сложная многоатомная
Mn	β		То же
Mn	γ		Тетрагональная гранецентрированная

Только у пяти из 51 металлического элемента достоверно обнаружена температурная аллотропия¹. Однако это явление заслуживает внимания, поскольку самый распространенный металл—железо—имеет две аллотропические формы. Наличие аллотропии железа обуславливает возможность термической обработки железных сплавов (стали и чугуна).

Аллотропические формы обозначаются греческими буквами α , β , γ и т. д., которые в виде индексов добавляются к символу, обозначающему элемент.

Аллотропическая форма, существующая при самой низкой температуре, обозначается через α , следующая — через β и т. д.

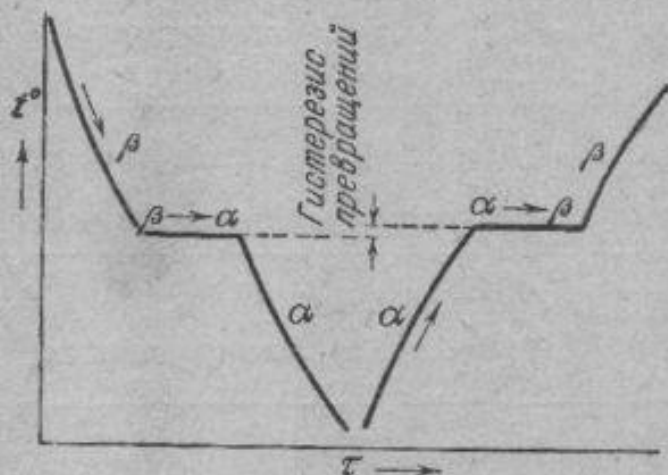
Превращение одной аллотропической формы в другую при нагреве сопровождается поглощением тепла и происходит при постоянной температуре. На термической кривой (в координатах температура — время) превращение отмечается горизонтальным участком (фиг. 28).

При охлаждении происходит выделение тепла (выделение скрытой теплоты превращения) теоретически при той же температуре, что и при нагреве, но практически при несколько более низкой вследствие переохлаждения.

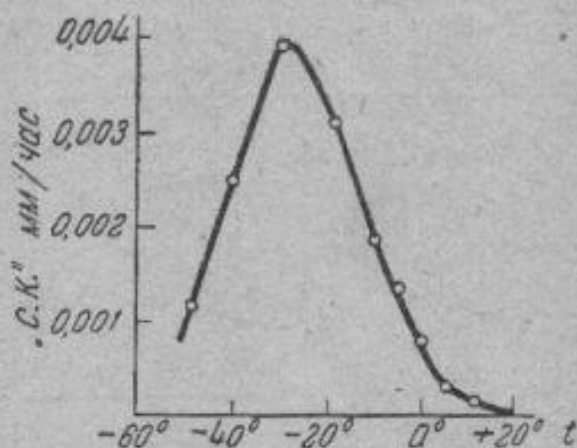
¹ Поллиморфизм обнаружен также у Ca, Ti, Zr, Rh, La, Ce, U. Так как опыты производились с металлами недостаточной чистоты, появление при нагреве новой кристаллической решетки у этих металлов следует скорее объяснить влиянием примесей.

Явление полиморфизма основано на приведенном выше едином законе об устойчивости состояния с наименьшим запасом энергии.

Запас свободной энергии зависит от температуры. Поэтому в одном районе температур более устойчивой является модификация α , в другой — модификация β и т. д. Температура, при которой осуществляется переход из одной модификации в другую, носит название температуры полиморфного (аллотропического) превращения. Так, например, железо имеет две температуры полиморфного превращения: 910°C ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$) и 1395°C ($\gamma \rightleftharpoons \delta$).



Фиг. 28. Кривые нагрева и охлаждения и аллотропическое превращение.



Фиг. 29. Линейная скорость роста кристаллов в зависимости от степени переохлаждения. Аллотропическое превращение белого олова в серое (Тамман).

В соответствии с изложенным выше (§ 3) свободная энергия $\text{Fe}\gamma$ является наименьшей в интервале $910-1395^\circ$. При более низкой температуре ($< 910^\circ\text{C}$) F_{\min} принадлежит $\text{Fe}\alpha$, при более высокой ($> 1395^\circ\text{C}$) $\text{Fe}\delta$. При температурах превращения свободные энергии равны, т. е.

$$\begin{aligned} &\text{при } 910^\circ\text{C} (\text{Fe}\alpha \rightleftharpoons \text{Fe}\gamma); \\ &\text{• } 1395^\circ\text{C} (\text{Fe}\gamma \rightleftharpoons \text{Fe}\delta). \end{aligned}$$

Следовательно, при температурах полиморфного превращения разность свободных энергий ΔF равна нулю, т. е. для железа

$$\begin{aligned} \Delta F &= F\gamma - F\alpha = 0 \quad (910^\circ\text{C}); \\ \Delta F &= F\gamma - F\delta = 0 \quad (1395^\circ\text{C}). \end{aligned}$$

Таким образом температура, при которой высокотемпературная и низкотемпературная аллотропические формы обладают равной энергией, является теоретической температурой превращения. Реально превращение может протекать при некотором перенагреве (при нагреве) или при некотором переохлаждении (при охлаждении), когда разница в свободных энергиях аллотропических форм нарушает состояние равновесия.

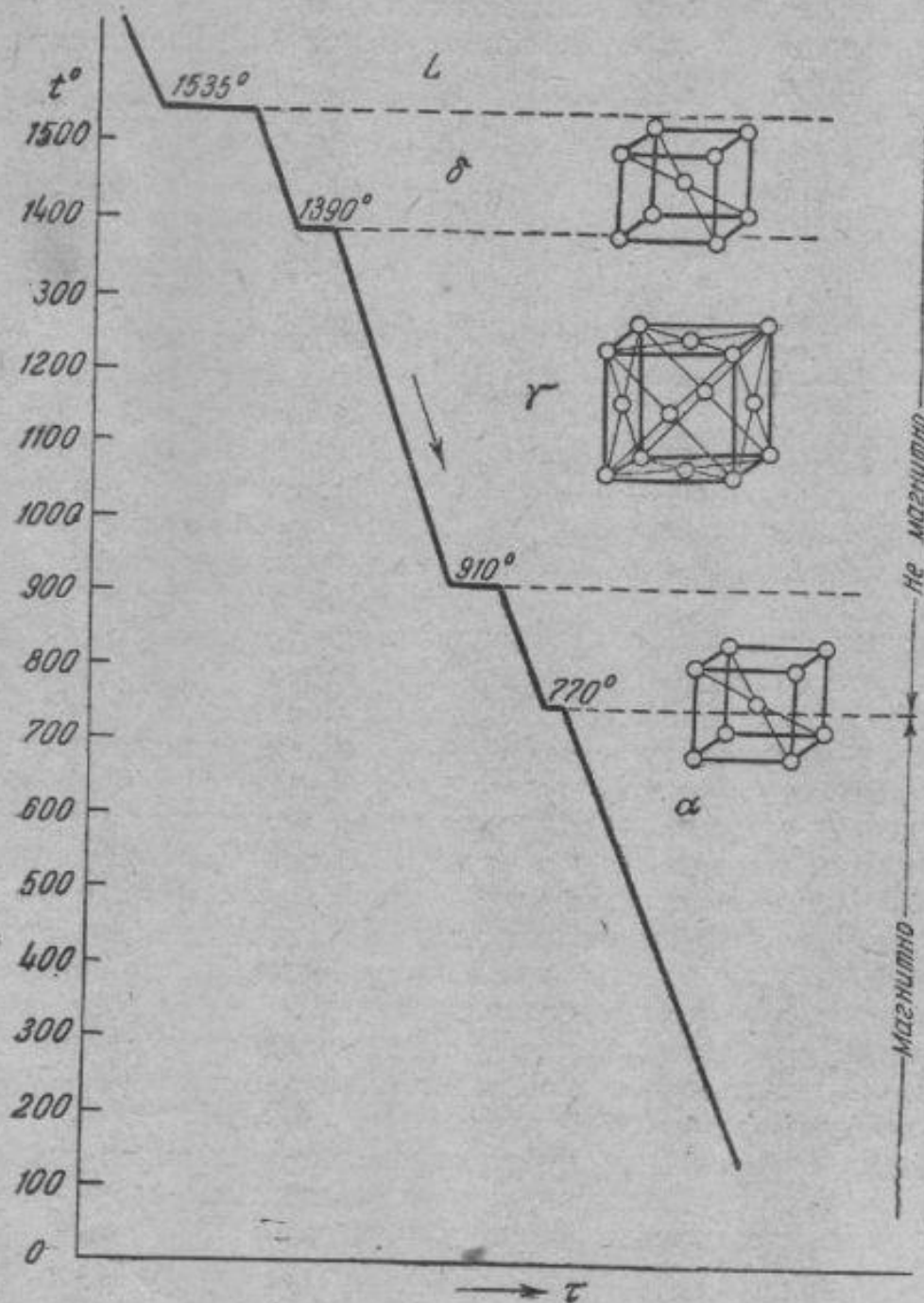
Новые аллотропические формы образуются путем зарождения центров и роста кристаллов, аналогично кристаллизации из жидкого состояния. Кривые зависимости с. к. и ч. ц. от степени переохлаждения для аллотропического превращения имеют тот же вид, что и для кристаллизации из жидкого состояния. Следует отметить большую склонность к переохлаждению при аллотропических превращениях в твердом состоянии.

Аллотропические превращения различных металлов имеют свои особенности.

Аллотропия олова. Олово существует в двух модификациях. Ниже $+18^\circ$ устойчиво так называемое серое олово $\text{Sn}\alpha$. При охлаждении α -олово появляется на обыкновенном белом олове в виде отдельных бугорков (так называемая «оловянная чума»). Превращение происходит с весьма малой скоростью. Максимальное значение с. к. получает при

переохлаждении $n=50^\circ$ (т. е. при минус $\sim 30^\circ$), когда с.к. $\text{Sn } \beta \rightarrow \text{Sn } \alpha$ равняется 0,004 мм в час (фиг. 29). Ввиду столь малой скорости превращения β -олово весьма склонно к переохлаждению и длительное время сохраняется при температурах ниже 18° .

Аллотропия железа. До 910° железо существует в форме α ; при 910° объемноцентрированная решетка $\text{Fe } \alpha$ переходит в гра-



Фиг. 30. Кривая охлаждения и перекристаллизация железа.

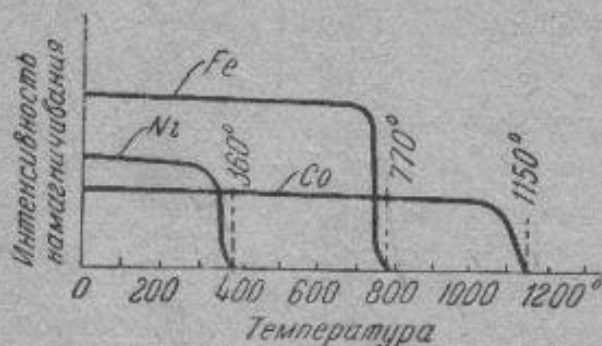
нецентрированную решетку $\text{Fe } \gamma$, которая при 1395° вновь превращается в объемноцентрированную α -решетку (фиг. 30). Высокотемпературная α -решетка обозначается часто через δ .

Таким образом одна и та же решетка у железа (кубическая объемноцентрированная) устойчива в двух интервалах температур.

При 770° имеет место остановка на кривой охлаждения, связанная не с перестройкой решетки, а с изменением магнитных свойств. Следовательно, выше 770° α -железо немагнитно (немагнитное α -железо называют иногда β -железом). Ниже 770° $\text{Fe } \alpha$ ферромагнитно.

§ 8. Магнитные превращения

Некоторые металлы (Fe, Co, Ni) отличаются специфическими широко известными магнитными свойствами, например, способностью хорошо намагничиваться. Эти свойства называются ферромагнитными (от латинского ferrum — железо). Однако при нагреве ферромагнитные свойства металла теряются. Кюри показал, что потере ферромагнитных свойств соответствует определенная температура, названная в дальнейшем точкой Кюри.



Фиг. 31. Магнитные свойства железа, кобальта и никеля в зависимости от температуры.

Как видно на фиг. 31, интенсивность намагничивания с повышением температуры постепенно снижается и точка Кюри соответствует окончательной потере ферромагнетизма.

Магнитное превращение имеет ряд особенностей, отличающих его от аллотропического превращения.

Во-первых, магнитное превращение происходит в интервале температур. Магнитные свойства постепенно падают по мере приближения к точке превращения.

Во-вторых, магнитное превращение не имеет гистерезиса. Увеличение скорости охлаждения не снижает температуры превращения.

В-третьих, механические и некоторые физические свойства при превращении не изменяются (изменяются многие электрические, магнитные и тепловые свойства).

Наконец, в-четвертых, самое важное: магнитное превращение не сопровождается перекристаллизацией и изменением решетки.

Эти особенности существенно отличают магнитное превращение от аллотропического. Типичными для аллотропического превращения являются изменение кристаллической решетки, перекристаллизация и тепловой гистерезис превращения.

Магнитное превращение не сопровождается ни одним из этих моментов. Следовательно, магнитное превращение есть особый вид превращения, существенно отличный от аллотропического.

Согласно современным представлениям при магнитных превращениях происходит изменение не в кристаллической структуре металла, а во внешних электронных оболочках атома.

ГЛАВА III

ОСНОВЫ СТРОЕНИЯ СПЛАВОВ

§ 1. Общие положения

Строение сплавов (под сплавом подразумевается вещество, полученное сплавлением нескольких, двух или более, элементов, преимущественно металлических) является сложным и зависит от того, в какие взаимодействия вступают при кристаллизации составляющие сплав компоненты.

При сплавлении металла с металлом или с металлоидом возможны различные виды их соединений (может быть, лучше сказать, видов взаимоотношений в сплаве, так как эпитет соединение не вполне применим к механическим смесям).

Типичными видами соединений являются:

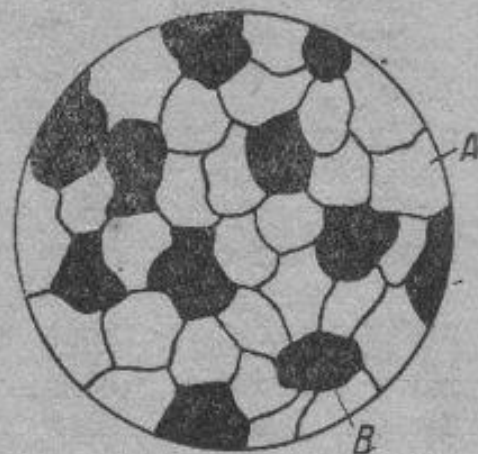
- а) механическая смесь;
- б) химическое соединение;
- в) твердые растворы.

Перейдем к рассмотрению этих соединений, а также к промежуточным соединениям, которые нельзя полностью отнести ни к одному из перечисленных видов.

§ 2. Механическая смесь

Механическая смесь двух компонентов A и B образуется тогда, когда они неспособны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию (при кристаллизации) с образованием соединения. При этих условиях структура сплава будет состоять из кристаллов A и кристаллов B (фиг. 32).

Рентгенограмма показывает наличие двух решеток: решетки компонентов A и B . Если бы исследовать в таком сплаве отдельно свойства кристаллов A и свойства кристаллов B , то их свойства были бы тождественны со свойствами чистых, отдельно приготовленных металлов A и B . Следовательно, никакого влияния кристаллы B на свойства кристаллов A не оказывают при данном виде взаимоотношений этих компонентов. Суммарные свойства сплава зависят от количества этих компонентов в сплаве: чем больше будет в сплаве компонента B , тем больше свойства сплава будут приближаться к свойствам чистого элемента B .



Фиг. 32. Схема микроструктуры механической смеси.

§ 3. Химическое соединение

Химические соединения в сплаве образуются обычно между элементами, сильно отличающимися между собой по химическим и физическим свойствам, т. е. имеющими различный атомный объем, различное атомное строение, далеко расположенными друг от друга в периодической системе и т. д. В противном случае можно скорее ожидать образования твердых растворов.

Химическое соединение, в точном понимании этого слова, характеризуется тем, что:

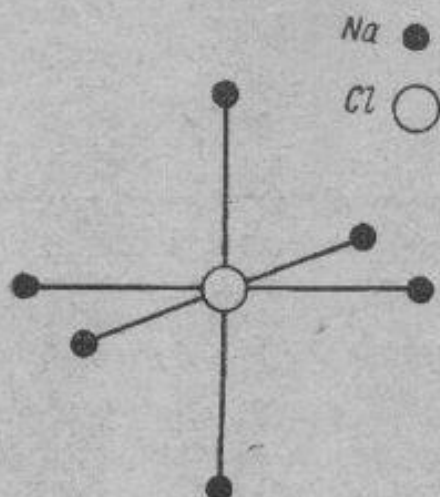
а) соотношение атомов элементов, образующих химическое соединение, точно соответствует стехиометрической пропорции, которая может быть выражена простой формулой;

б) химическое соединение образует специфическую (отличную от элементов, составляющих химическое соединение) кристаллическую решетку с упорядоченным расположением в ней атомов.

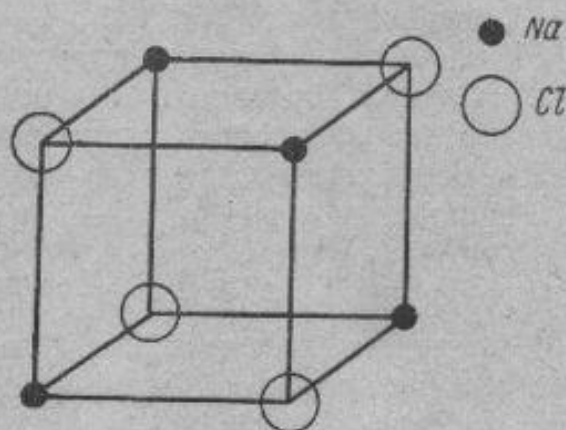
Кроме этого, химическое соединение также характеризуется определенной температурой плавления (диссоциации), скачкообразным из-

менением свойств у химического соединения при изменении состава (так называемой сингулярностью свойств, подробнее см. гл. IV, § 13).

Типичной для химического соединения является ионная связь, ко-



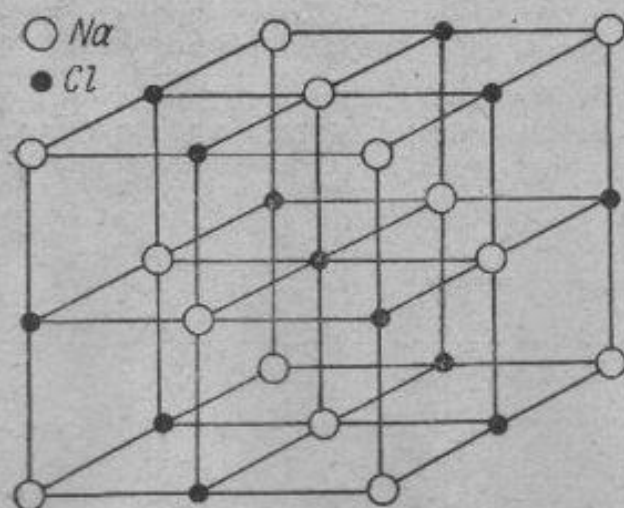
Фиг. 33. Расположение атомов (ионов) натрия и хлора в кристалле NaCl.



Фиг. 34. Расположение атомов (ионов) натрия и хлора в кристалле NaCl.

торая осуществляется электростатическим притяжением различно заряженных ионов.

Рассмотрим соединение NaCl как пример ионного кристалла и познакомимся с его строением. Строение кристалла NaCl можно представить себе различно. Например, каждый атом (ион) хлора окружен шестью атомами (ионами) натрия (фиг. 33). Очевидно, чтобы выдержать стехиометрическое соотношение $\frac{Na}{Cl} = \frac{1}{1}$, одновременно и каждый атом натрия должен быть окружен также шестью атомами хлора.



Фиг. 35. Кристаллическая решетка NaCl.

Окружающие атом хлора шесть атомов натрия находятся на одинаковом от него расстоянии на трех взаимно перпендикулярных направлениях, следовательно, образуют октаэдр. Поэтому решетку NaCl можно представить себе состоящей из атомов (ионов) одного сорта, расположенных в виде октаэдра, в центре которого находится атом другого сорта. Центральные атомы также образуют октаэдр, т. е. решетка состоит из взаимно вставленных друг в друга октаэдров.

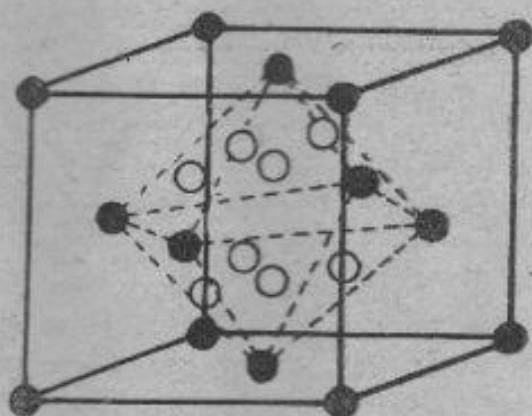
Часто решетка NaCl изображается так, как это показано на фиг. 34; однако, если взять ячейку, составленную из восьми таких простейших кубов, то мы увидим, что атомы хлора образуют центрогранный куб, так же как и атомы натрия, но сдвинутый по отношению к кубу из натриевых атомов на половину периода (фиг. 35).

Анализ кристаллического строения соединения NaCl приводит нас также к следующим выводам.

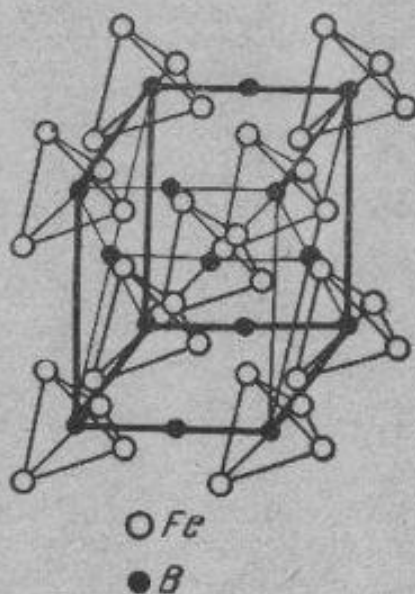
Химическим соединением в классической химии и, в частности, соединением NaCl называется соединение одного атома (иона) натрия

с одним атомом (ионом) хлора. Из рассмотрения кристаллического строения NaCl следует, что каждый атом натрия связан с шестью атомами хлора и одновременно каждый атом хлора окружен шестью атомами натрия, т. е., по сути дела, молекул NaCl в кристалле нет. Таким образом в твердом кристаллическом веществе понятие молекула, столь важное для жидких, газообразных и органических веществ, неопределенно. Важно, что в химическом соединении, находящемся в твердом виде, атомы (ионы), расположенные в особом закономерном порядке, образуют кристаллическую решетку кристалла.

Стехиометрия определяется соответствующим упорядоченным расположением атомов. Если атом A окружен таким же числом атомов B , как и атом A



Фиг. 36. Кристаллическая решетка соединения AB_2 .



Фиг. 37. Кристаллическая решетка борида железа— Fe_4B_2 .

(пример соединения NaCl), то стехиометрическое соотношение выражается как AB .

Если строение кристаллической решетки таково, что атомы B окружены вдвое меньшим числом атомов A , чем атомы A окружены атомами B , то формула такого химического соединения будет AB_2 , и т. д.

Для определения стехиометрического соотношения удобнее рассматривать не взаимную координацию атомов различного сорта, а вырезать в решетке элементарную ячейку и определить, сколько атомов обоих элементов принадлежит этой ячейке.

Так, например, соединение AB_2 кристаллизуется в виде куба, внутри которого на октаэдрических порах расположены атомы второго элемента (фиг. 36).

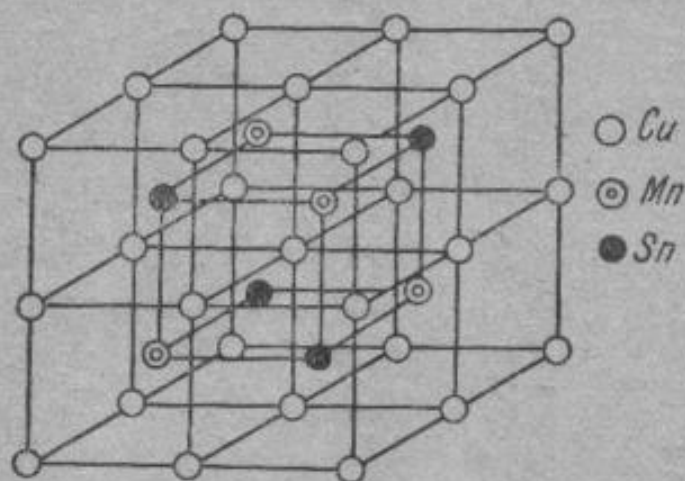
Данной элементарной ячейке принадлежат четыре атома A ($8 \cdot \frac{1}{8} + 6 \cdot \frac{1}{2} = 4$) и восемь атомов B , т. е. химическая формула выражается через AB_2 .

Если бы внутри этого куба были заполнены не все восемь октаэдрических пор, а только четыре, то тогда на четыре атома A приходились бы четыре атома B и соединение выражалось бы формулой AB (т. е. имело бы ту же формулу, что и NaCl при другой кристаллической структуре).

Можно указать на структуру борида железа Fe_4B_2 , как на пример более сложной решетки (фиг. 37).

Кубическую ячейку образуют 15 атомов бора, из них восемь угловых атомов и центральный окружены четырьмя атомами железа. Соотношение атомов железа и бора выражается формулой Fe_4B_8 (или Fe_2B), так как одной кристаллической ячейке принадлежат $8 \cdot \frac{1}{8} + 4 \cdot \frac{1}{4} + 2 \cdot \frac{1}{2} + 1 = 4$ атома бора и внутри ее располагаются восемь атомов железа. Строение тройного химического соединения Cu_2MnSn изображено на фиг. 38.

Элементарная ячейка состоит из восьми атомов меди, четырех атомов марганца и четырех атомов олова.



Фиг. 38. Кристаллическая решетка соединения Cu_2MnSn .

При описании решеток химических соединений указывалось, что они составлены из атомов, образующих химическое соединение элементов. Это — не совсем точно.

Атомы в узлах кристаллической решетки, вступая во взаимодействие, отдают или получают электроны. Вследствие этого в узлах кристаллической решетки находятся не атомы, а ионы, и между ними возникают силы химического взаимодействия. Для типичного химического

соединения характерна ионная связь, т. е. ионы обоих элементов имеют различный заряд (вследствие потери электронов у одного элемента и приобретения их у другого элемента) и удерживаются электростатическим притяжением. Связь эта «жесткая», она не терпит избыточных ионов.

Связь эта обуславливается законом валентности, наличием свободных (валентных) электронов и достроенностью электронных орбит у вступающих в соединения элементов. Однако в ряде случаев в соединении возникают металлические связи (в интерметаллических соединениях — главным образом, соединения металла с металлом). Можно предположить, что наряду с ионными появляются и дополнительные связи, соединение получается менее «жестким» и возможны отклонения от приведенных в начале этого параграфа определений

§ 4. Твердый раствор

В жидком состоянии большинство металлических сплавов, применяемых в технике, представляет собой однородные жидкости, т. е. жидкие растворы. При переходе в твердое состояние во многих таких сплавах однородность строения сохраняется, следовательно, в твердом состоянии сохраняется и растворимость; такая фаза называется *твердым раствором*.

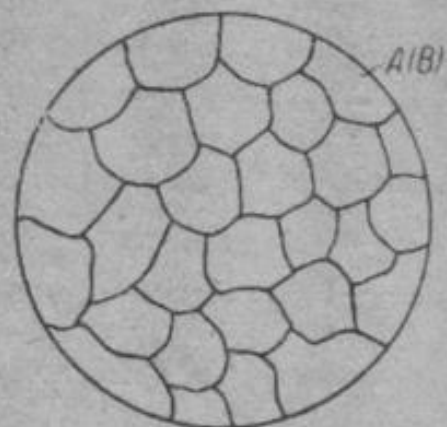
Химический или спектральный анализ показывает в твердых растворах наличие двух компонентов или более, тогда как, согласно металлографическому анализу, такой сплав, как и чистый металл, имеет однородные зерна (фиг. 39). Рентгеновский анализ показывает в твердом растворе, так же как и у чистого металла, только один тип решетки.

Следовательно, в отличие от механической смеси твердый раствор является однофазным, имеет один вид кристаллов и одну кристаллическую решетку; в отличие от химического соединения твердый раствор существует не при строго определенном соотношении компонентов, а в интервале концентраций. Раз твердый раствор состоит из одной кристаллической решетки, то, следовательно, в каждый кристалл твердого раствора входят атомы всех компонентов сплава.

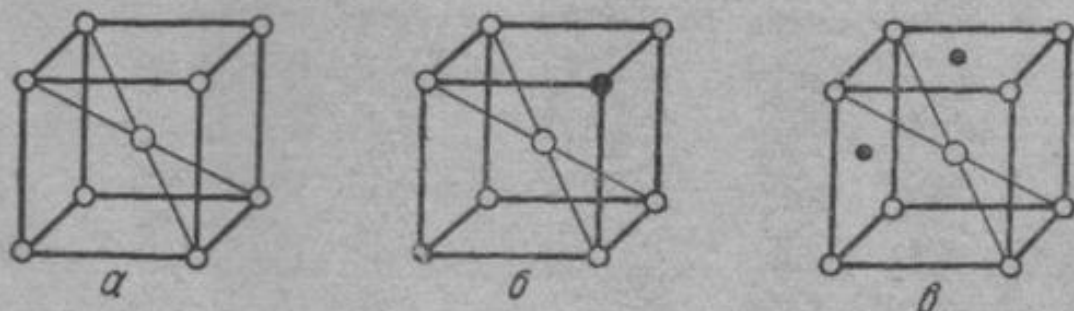
Строение твердых растворов таково, что в решетку основного металла растворителя входят атомы растворенного вещества. Здесь возможны два принципиально различных случая.

а) Твердые растворы замещения. Металл *A* имеет, например, решетку, изображенную на фиг. 40, *a*. Растворение компонента *B* в металле *A* происходит путем замещения атомами *B* атомов *A* в решетке основного металла (фиг. 40, *b*).

б) Твердые растворы внедрения. Атомы растворенного вещества *C* располагаются между атомами *A*, как это схематически показано на фиг. 40, *в*.



Фиг. 39. Схема микроструктуры твердого раствора.



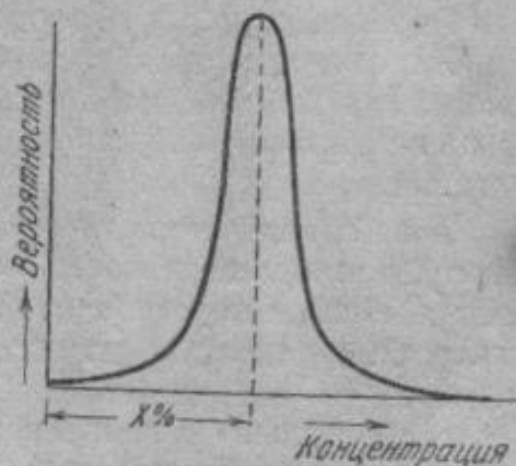
Фиг. 40.

a—кристаллическая решетка чистого металла; *б*—твердого раствора замещения; *в*—твердого раствора внедрения.

Как при образовании раствора внедрения, так и замещения атомы растворенного компонента располагаются случайно и расположение их в решетке растворителя подчиняется законам теории вероятности.

Если раствор содержит $x\%$ компонента *B*, то, взяв какой-то объем металла, можно предположить, в соответствии с теорией вероятности, что этот участок также содержит $x\%$ компонента *B*. Однако, так как компонент *B* располагается внутри решетки *A* случайно, то возможно, что этот случайно взятый участок будет содержать компонента *B* больше или меньше $x\%$. Вероятность существования такого участка тем меньше, чем больше отклонение этой концентрации от средней (от $x\%$). На фиг. 41 показана кривая распределения.

Наиболее вероятно, что такой участок имеет среднее содержание компонента *B*, т. е. $x\%$ *B*, и по мере отклонения от средней концентрации вероятность существования обедненных или обогащенных участков уменьшается.



Фиг. 41. Кривая частоты.

Следовательно, в однородном твердом растворе, который характеризуется статистическим (случайным) расположением атомов растворенного вещества, можно выделить участки с большей или меньшей концентрацией. Это явление носит название *флуктуации*.

Чем больше выделенный участок отличается от средней концентрации, тем меньше таких участков. Чем крупнее брать участки твердого раствора, тем менее вероятно, что они будут отличаться друг от друга по концентрации.

Для иллюстрации подсчитаем флуктуацию в сплаве A и B , где средняя концентрация $\frac{B}{A} = \frac{1}{24}$. Вероятно ли существование участков с концентрацией B в восемь раз больше против средней, т. е. участков с соотношением $\frac{B}{A} = \frac{1}{3}$?

Если взять участки в 100 атомов, то наиболее вероятно, что в них отношение $\frac{B}{A}$ будет равно $\frac{1}{24}$, т. е. в этих участках будет 96 атомов A и 4 атома B .

Вероятность существования в этом растворе участков с концентрацией $\frac{B}{A} = \frac{1}{3}$, т. е. чтобы в участке из 100 атомов было не 4, а 25 атомов B , очень мала.

По уравнению Пуассона вероятность образования флуктуации

$$P_j = \frac{\epsilon^j \cdot e^{-\epsilon}}{j!},$$

где P_j — вероятность образования флуктуации;
 ϵ — ожидаемое (нормальное) число атомов B в единице объема;
 j — случайное число атомов B в единице объема.

Подставляя, получим:

$$P_{(25)}^{(4)} = \frac{4^{25} \cdot e^{-4}}{25!} = \frac{1,112 \cdot 10^{15}}{52,5 \cdot 1,55 \cdot 10^{26}} = 1,37 \cdot 10^{-13}.$$

Вероятность такого случая исключительно мала, она может встретиться в одном из десяти триллионов случаев.

Однако, если мы возьмем участок в 1 см^3 и, предположив, что расстояние между атомами равняется $3,5 \text{ \AA}$ ($3,5 \cdot 10^{-8} \text{ см}$), то в 1 см^3 находится $23,2 \cdot 10^{21}$ атомов, или $23,2 \cdot 10^{19}$ участков по 100 атомов. Так как вероятность отклонения до концентрации $\frac{B}{A} = \frac{1}{3}$ нами подсчитана равной $1,37 \cdot 10^{-13}$, то в 1 см^3 можно ожидать $1,37 \cdot 10^{-13} \cdot 23,2 \cdot 10^{19} = 31,7 \cdot 10^6$ ($31\,700\,000$) участков с такой концентрацией. Таким образом, учитывая огромное количество атомов, образующих кристалл, мы видим, что вероятность подобного отклонения не столь уж мала.

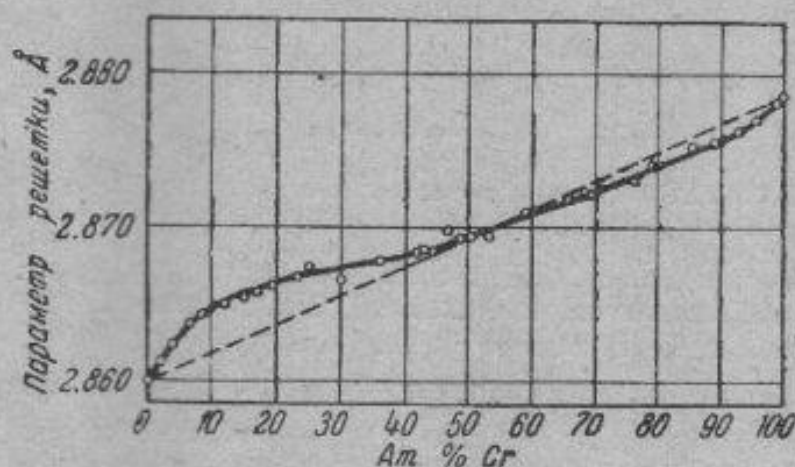
Переходим к другим особенностям строения твердых растворов.

Характерным для твердых растворов во всех случаях является сохранение решетки металла растворителя, хотя атомы растворенного вещества искажают и изменяют размеры решетки основного металла.

При образовании твердых растворов замещения параметр решетки изменяется в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя. Если диаметр атома растворенного элемента больше растворителя, то параметр решетки увеличивается, если меньше, то сокращается. Согласно закону Вегерта, это изменение пропорционально разнице в атомных диаметрах. Так, например, железо и хром имеют одинаковые кристаллические решетки и неограниченно растворимы друг в друге. Согласно закону Вегерта, параметры твердых

растворов хрома в железе пропорциональны разности атомных диаметров (или пропорциональны разности параметров решетки), т. е. должны лежать на прямой, соединяющей соответствующие точки параметров решетки чистого железа и хрома, если по оси абсцисс откладывается концентрация хрома в растворе (фиг. 42, пунктирная линия). Фактически же эксперимент показывает отклонение от прямолинейной зависимости (фиг. 42, сплошная линия). В данном случае (для сплавов железа с хромом) мы имеем не исключение, а общее правило, т. е. всегда при образовании твердых растворов наблюдается отклонение от прямолинейной зависимости.

Следовательно, закон Вегерта является лишь первым грубым приближением, которое было бы справедливо, если бы мы просто смешивали



Фиг. 42. Параметр кристаллической решетки железохромистых сплавов.

вали два сорта атомов и между ними не возникало никаких химических взаимодействий. Отклонения от прямолинейной зависимости показывают, что при образовании твердых растворов происходят процессы более сложные, чем простое смещение атомов, и в них участвуют электроны — и притом не только внешние, образующие металлическую связь, но и внутренних оболочек.

При образовании твердых растворов внедрения параметры решетки всегда увеличиваются, так как инородные атомы внедряются в основную решетку и искажают ее. В этом случае в зависимости от местоположения внедренного атома не все параметры решетки увеличиваются одинаково.

Твердые растворы замещения могут быть ограниченными и неограниченными.

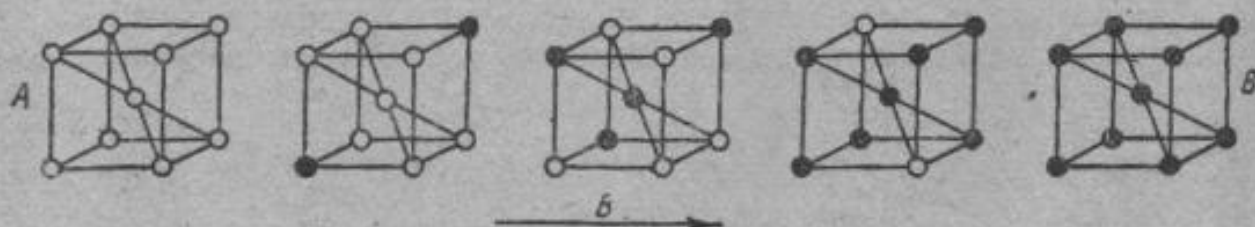
Неограниченные твердые растворы могут образовывать два металла, строение которых соответствует определенным условиям.

Очевидно, что при неограниченной растворимости любое количество атомов *A* может быть заменено атомами *B*. Следовательно, если увеличивается концентрация атомов *B*, то все больше и больше атомов *B* будет находиться в узлах решетки вместо атомов *A* до тех пор, пока все атомы *A* не будут заменены атомами *B*, и таким образом плавно совершится переход от металла *A* к металлу *B* (фиг. 43). Это, конечно, возможно при условии, если оба металла имеют одинаковую кристаллическую структуру.

Следовательно, первым условием образования неограниченных твердых растворов является изоморфность обоих компонентов (наличие у них одинаковых кристаллических решеток).

Если оба металла имеют одинаковые кристаллические решетки, но сильно различаются по параметру, то образование твердых растворов ведет к сильным искажениям кристаллической решетки. Сопоставления показывают, что если различие в атомных размерах (диаметрах) металлов превосходит 10—12%, то образование неограниченных твердых растворов невозможно (нельзя строить решетку из чересчур различных по размеру атомов).

Итак, вторым условием образования неограниченных твердых растворов является малое различие в атомных размерах компонентов.



Фиг. 43. Схема кристаллических решеток неограниченных твердых растворов.

Перечисленные условия являются необходимыми, но они могут быть и недостаточными для образования неограниченных твердых растворов.

Например, медь, серебро и золото имеют одинаковую кристаллическую решетку (К12), близкие атомные размеры (параметр решетки Cu—3,61 Å; Ag—4,08 Å, Au—4,07 Å) и расположены в одной группе (IB) в периодической системе элементов. И тем не менее Cu и Au и Au и Ag образуют непрерывный ряд твердых растворов, а Ag и Cu не образуют таких растворов. Чем объяснить это явление, какие еще, кроме перечисленных, существуют условия, определяющие возможность образования неограниченных твердых растворов, пока еще неизвестно.

В том случае, если два металла не образуют неограниченного твердого раствора, они ограниченно растворяются друг в друге. Замечено, что растворимость тем меньше, чем больше различие в размерах растворенных атомов и чем больше различие в природе компонентов, образующих раствор. Ограниченная растворимость в большинстве случаев уменьшается с понижением температуры.

Условимся в дальнейшем твердые растворы обозначать символом $A(B)$, где A является основным металлом (металл, чья решетка сохранилась в твердом растворе), а B — растворимый элемент. Для неограниченных твердых растворов обозначение $A(B)$ или $B(A)$ однозначно, но для ограниченных твердых растворов раствор $A(B)$ есть раствор B в A , а раствор $B(A)$ — раствор A в B ; у первого раствора решетка A , а у второго B , т. е. эти растворы существенно различны.

Рассмотрим теперь, при каких условиях образуются твердые растворы внедрения. Так как в твердых растворах этого рода атомы B должны внедряться в решетку A , то очевидно, что диаметр атома B должен быть невелик и в решетке металла A должно быть соответствующее место (пора) для атома B .

Действительно, твердые растворы внедрения образуют металлы с элементами I и II периода, т. е. с элементами с малыми атомными размерами (H, N, C, B).

Необходимость наличия в решетке металла-растворителя поры для помещения в ней атома растворенного элемента ясна из рассмотрения примера растворения углерода в железе. Углерод растворим в гранцентрированном железе ($Fe\gamma$) и нерастворим в объемноцентрированном железе ($Fe\alpha$).

Гранецентрированная решетка Fe γ с параметрами $a=3,68 \text{ \AA}$ и диаметром атома железа $D=2,52 \text{ \AA}$ имеет в центре куба пору диаметром, равным $0,41D$ (или $D_{\text{поры}} = 0,41 D = 0,41 \cdot 2,52 \text{ \AA} = 1,02 \text{ \AA}$).

Атом углерода, имея диаметр (в свободном состоянии) $1,54 \text{ \AA}$, может поместиться в этой поре, искажая решетку γ -железа (а также уменьшаясь в размерах, так как при растворении углерод отдает валентные электроны¹).

В объемноцентрированной решетке диаметр поры (наибольшая пора в центре грани) равен $0,62 \text{ \AA}$. Этот объем, повидимому, недостаточен для помещения в нем атома (иона) углерода. Этим чисто геометрическими соображениями объясняется способность γ -железа растворять углерод и неспособность к растворению углерода в α -железе.

Мы рассмотрели в последних трех параграфах строение основных видов соединений, образующихся в сплавах (механические смеси, химические соединения, твердые растворы) в их чистом виде. Переходим теперь к более сложным соединениям, которые являются промежуточными фазами между твердыми растворами и химическими соединениями, так как им присущи в той или иной степени характерные особенности обоих видов этих соединений.

§ 5. Твердый раствор на базе химического соединения

В предыдущем параграфе мы рассматривали твердые растворы, которые образуются на базе чистых компонентов, т. е. имеют решетку компонента сплава.

Однако способность к образованию твердых растворов присуща не только чистым элементам, но и их химическим соединениям.

В этих случаях сохраняется решетка химического соединения $A_n B_m$, но избыточное количество атомов, например атомов B , растворяется, заменяя в решетке какое-то количество атомов A . Возможно также растворение и третьего элемента C в химическом соединении. В этом случае атомы C заменяют в узлах кристаллической решетки атомы A или B .

Природа образующихся твердых растворов в основном зависит от природы связей в химическом соединении.

На фиг. 38 была приведена структура химического соединения трех металлов Cu , Mn и Sn — Cu_2MnSn . Вероятнее всего предположить, что в этом соединении существуют преимущественно металлические связи. Каждый из перечисленных металлов отдает валентный электрон в общий фонд, и тогда частичная замена одного металла другим (например, марганца — медью, если содержание меди в сплаве превосходит стехиометрическое соотношение) возможна. Таким образом получают твердые растворы на базе решетки химического соединения с избытком одного из компонентов. Пределы растворимости могут быть очень широкими в зависимости от того, насколько близка природа элементов, входящих в химическое соединение.

Для ионных соединений, где один элемент соединения отдает, а другой получает электроны, растворение избыточных атомов одного из элементов невозможно. Действительно, ионная решетка $NaCl$ получается тогда, когда каждый атом натрия отдает, а каждый атом хлора получает по одному электрону; когда каждый ион натрия окружен шестью

¹ Вероятно также перекрытие электронных орбит углерода и железа.

ионами хлора и когда каждый ион хлора окружен шестью ионами натрия, т. е. эта решетка существует только при строго определенном соотношении $\frac{Na}{Cl} = \frac{1}{1}$.

Однако натрий в решетке NaCl может быть заменен калием, так как калий, как и натрий, отдает хлору по одному электрону. Растворимость калия в хлористом натрии очень велика. Получаются твердые растворы замещения; третий растворяющийся элемент заменяет в решетке атомы химически близкого ему элемента.

Борид железа (Fe_3B_2) способен растворить хром и углерод, причем хром заменяет в узлах решетки железа, а углерод — бор. Отношение $\frac{Fe + Cr}{B + C} = \frac{4}{2}$ и такой раствор на базе химического соединения Fe_3B_2 обозначается через $(Fe, Cr)_4(B, C)_2$.

Если два соединения имеют одинаковую решетку и атомные размеры входящих в соединение элементов не сильно различаются друг от друга, то возможна неограниченная растворимость. Так, например, соединения Fe_3C и Mn_3C изоморфны, размеры атомов Fe и Mn близки между собой ($r_{Fe} = 1,26 \text{ \AA}$; $r_{Mn} = 1,27 \text{ \AA}$). И действительно, в решетке Fe_3C любое количество атомов железа может быть заменено марганцем, так что чистое соединение Fe_3C непрерывно переходит в чистое соединение Mn_3C .

Если в соединении, например, Fe_3C , растворяется элемент с большим атомным размером, например W, атомный радиус которого ($r_W = 1,41 \text{ \AA}$) больше атомного радиуса железа, то параметр решетки соединения Fe_3C увеличивается.

Имеются, однако, случаи, когда, несмотря на избыток против стехиометрического соотношения атомов с большим радиусом, параметр решетки кристалла химического соединения тем не менее уменьшается.

Обратимся к примеру соединения алюминия и кобальта. Эти два металла дают химическое соединение AlCo, причем это соединение может растворять избыток и алюминия и кобальта. Так как радиус атома алюминия больше радиуса атома кобальта ($r_{Al} = 1,43 \text{ \AA}$; $r_{Co} = 1,25 \text{ \AA}$), то растворение кобальта в соединении AlCo, т. е. замена кобальтом больших атомов алюминия, вызывает сокращение решетки, что, учитывая все сказанное выше, вполне естественно.

Можно было ожидать, что если бы Al было больше, чем это необходимо для соединения AlCo, то параметр решетки увеличился бы. Однако наблюдается обратное: при наличии алюминия в большем количестве чем это необходимо для соединения AlCo, параметр решетки получается меньше, чем у чистого соединения AlCo.

Объясняется это следующим: когда в твердом растворе на базе соединения AlCo имеется избыток алюминиевых атомов, последние не заменяются кобальтом, в решетке не все места заняты атомами кобальта и в ней есть пустоты, дыры в тех местах, где должны при полном стехиометрическом соотношении находиться кобальтовые атомы. Наличие пустот (дыр) в решетке ведет к сокращению параметра решетки.

Такие твердые растворы, образующиеся на базе химических соединений, когда имеется недостаток атомов того или иного сорта и образуются пустые места в узлах решетки, называются растворами вычитания.

Твердый раствор на базе химического соединения не является типично химическим соединением, так как при растворении соединение получается неопределенным и не может быть выражено простым кратным соотношением элементов. Другими словами, не удовлетворяется одно из условий (стр. 41), характеризующих типичное химическое соединение.

Как мы знаем, некоторые соединения не могут растворять избыточного количества элементов, его составляющих, т. е. не образуют твердых растворов, но имеются и такие соединения, которые существуют только в виде твердых растворов, а не как чистое химическое соединение при стехиометрическом соотношении атомов.

Так, например, точный состав соединения CuAl_2 соответствует 54,1 атомным процентам меди. На самом же деле это соединение существует при наличии меди от 53,25 до 53,9 атомного процента, т. е. существует лишь при условии замены части медных атомов алюминиевыми. Без этой замены решетка CuAl_2 не может существовать. Подобного вида химические соединения, существующие лишь как твердые растворы и не существующие при точном стехиометрическом соотношении, называются *бертолидами* в отличие от *дальтони́дов*, существующих при стехиометрическом отношении компонентов.

Природа дальтони́дов и бертоли́дов аналогична (разница чисто формальная — может ли решетка соединения существовать при строго стехиометрическом соотношении). Опыты (Н. В. Агеев) показали, что между бертолидами и дальтонидами может даже существовать неограниченная растворимость, как, например, между бертолидом FeSb и дальтони́дом NiSb . Существование бертоли́дов и дальтони́дов было впервые обнаружено акад. Н. С. Курнаковым, который и дал соединениям эти названия.

§ 6. Упорядоченные твердые растворы

В обычных твердых растворах атомы растворенного элемента распределяются статически в решетке растворителя. Однако при известных условиях атомы занимают определенные места в узлах решетки, т. е. от неупорядоченного расположения переходят в упорядоченное. Подобный процесс носит название *упорядочения*, а растворы с упорядоченным расположением атомов растворенного элемента — *упорядоченными твердыми растворами*¹. Для примера рассмотрим сплавы меди и золота, которые образуют неограниченную растворимость, так как оба эти металла имеют одинаковую кристаллическую решетку.

Обычный твердый раствор меди и золота предполагает случайное расположение в углах гранецентрированной решетки атомов меди и золота. Вероятность наличия в данном узле решетки того или иного атома зависит от концентрации сплава.

Однако при определенных условиях (при медленном охлаждении твердых растворов большой концентрации) атомы меди и золота занимают определенные места в решетке.

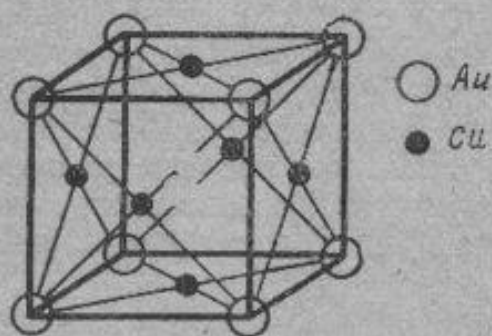
Например, атомы золота могут занять все угловые положения в гранецентрированной решетке, а атомы меди — центрирующие грани

¹ Явление это было впервые обнаружено акад. Курнаковым и Жемчужным.

(фиг. 44). Тогда соотношение атомов меди и золота будет равно $\frac{3}{1}$, и эту фазу можно выразить формулой Cu_3Au .

Если бы и две боковые грани были заняты атомами меди, то тогда на один атом меди приходился бы один атом золота, и соотношение выразилось бы формулой $CuAu$.

Итак, при определенных условиях неупорядоченный твердый раствор переходит в упорядоченный. Статически расположенные атомы занимают определенные места и на одну элементарную ячейку приходится определенное число атомов обоого сорта, так что это соотношение можно выразить такой же формулой, как и для химического соединения. Однако при упорядочении кристаллическая решетка не изменяется и в упорядоченном твердом растворе сохраняется решетка металла растворителя.



Фиг. 44. Кристаллическая решетка упорядоченного твердого раствора.

Процесс упорядочения может быть полным и неполным. В первом случае все атомы заняли положенные им в упорядоченном твердом растворе места. Во втором случае определяется степень упорядочения, показывающая в процентах, какая часть атомов заняла определенные места в решетке, а какая часть атомов еще располагается беспорядочно.

Чем более концентрирован твердый раствор, чем больше состав его приближается к стехиометрическому соотношению, тем больше стремление атомов к упорядочению.

Процесс упорядочения является диффузионным процессом (превращение сопровождается перемещением атомов), поэтому медленное охлаждение способствует превращению.

При упорядочении меняются параметры решетки, но не изменяется ее строение (тип решетки остается тот же; если бы решетка изменялась, то мы имели бы не процесс упорядочения, а образование из твердого раствора нового химического неустойчивого соединения).

Процесс упорядочения сопровождается выделением тепла и изменением физических свойств (твердости, электропроводности, удельного веса).

Упорядоченные твердые растворы являются промежуточными фазами между химическими соединениями и твердыми растворами. При полной упорядоченности они напоминают химическое соединение, потому что: а) у них имеется определенное число атомов, которое можно выразить соответствующей формулой; б) расположение атомов в решетке упорядоченное.

Эти растворы могут быть причислены и к твердым растворам, так как у них сохранилась решетка металла растворителя.

§ 7. Электронные соединения

Этот вид соединений образуется между двумя металлами из следующих двух групп: Cu, Ag, Au, Fe, Co, Ni, Pd, Pt, с одной стороны, и Be, Zn, Cd, Al, Sn, Si, — с другой. Соединение характеризуется определенным отношением валентных электронов к числу атомов в соединении ($\frac{3}{2}$; $\frac{21}{13}$ или $\frac{7}{4}$). Каждому отношению соответствует определенная

кристаллическая решетка. Так, например, при отношении числа валентных электронов к числу атомов, равном $\frac{3}{2}$, образуется решетка гранецентрированного куба (так называемая β -фаза). Все соединения, у которых отношение валентных электронов к числу атомов равняется $\frac{21}{13}$, имеют сложную кубическую решетку (так называемая γ -фаза), а, наконец, при отношении $\frac{7}{4}$ соединение имеет гексагональную решетку (ϵ -фаза).

Электронные соединения встречаются во многих технически важных сплавах — в сплавах Cu и Zn, Cu и Sn, Fe и Al, Cu и Si и т. д. Обычно в системе наблюдаются все три фазы (β , γ и ϵ). Так, например, в системе Cu—Zn β -фазой является соединение CuZn (отношение валентных электронов к числу атомов $\frac{3}{2}$ *), γ -фазой — соединение Cu₅Zn₈ (отношение $\frac{21}{13}$ и ϵ -фазой — CuZn₃ (отношение $\frac{7}{4}$)).

В табл. 9 приведены электронные соединения в технически применяемых сплавах.

Электронные соединения

Таблица 9

Система	β -фаза. Отношение 3/2. Кубическая гранецентрированная решетка	γ -фаза. Отношение 21/13. Сложная кубическая решетка	ϵ -фаза. Отношение 7/4. Гексагональная решетка
Cu—Zn	CuZn	Cu ₅ Zn ₈	CuZn ₃
Cu—Sn	Cu ₅ Sn	Cu ₅ Sn ₈	Cu ₃ Sn
Cu—Al	Cu ₃ Al	Cu ₃ Al ₄	Cu ₅ Al ₃
Cu—Si	Cu ₅ Si	Cu ₃₁ Si ₅	Cu ₃ Si

Электронные соединения можно рассматривать как химические соединения; у них определенное соотношение атомов и новая отличная от элементов кристаллическая решетка. Однако вследствие того, что эти соединения образуются между металлами, в соединении нет упорядоченного расположения атомов. При высоких температурах атомы обоих элементов не занимают определенных узлов в решетке, т. е. располагаются статически. С понижением температуры, при определенной температуре происходит упорядочение, но оно, повидимому, не бывает полным.

Таким образом и этот вид соединений мы можем считать промежуточным между химическим соединением и твердым раствором.

§ 8. Фазы внедрения

Фазы внедрения образуют, с одной стороны, металлы переходных групп, а с другой стороны, металлоиды с малым атомным радиусом (водород $r_H=0,46\text{Å}$; азот $r_N=0,71\text{Å}$; углерод $r_C=0,77\text{Å}$; бор $r_B=0,97\text{Å}$). Фазы внедрения образуются, если отношение атомного радиуса металлоида к атомному радиусу металла равно или меньше 0,59.

* Напомним, что у меди один валентный электрон, у цинка — два.

Для фаз внедрения характерно образование атомами металла одной из простых металлических решеток (обычно К8, К12 или Г12), в которую внедряются атомы металлоида, занимая в ней определенные поры. Соотношение в соединении удовлетворяет простым химическим формулам: Me_4X , Me_2X , MeX и MeX_2 , где Me — металл, X — металлоид.

Эти фазы удовлетворяют определениям химического соединения. У этих фаз определенное соотношение атомов, укладываемое в простую формулу; специфическая кристаллическая решетка, отличная от решеток элементов, и упорядоченное внутри этой кристаллической решетки расположение атомов. Следовательно, согласно определенным выше положениям, фазы могут быть полностью причислены к химическим соединениям.

Свойства этих соединений напоминают свойства металлов: они имеют металлический блеск, высокую тепло- и электропроводность, обладают и сверхпроводимостью при температурах, близких к абсолютному нулю¹.

В табл. 10 приведены данные, показывающие, в каких сплавах образуются фазы внедрения, их формулы и кристаллические решетки, которые образуют металлические атомы.

Таблица 10

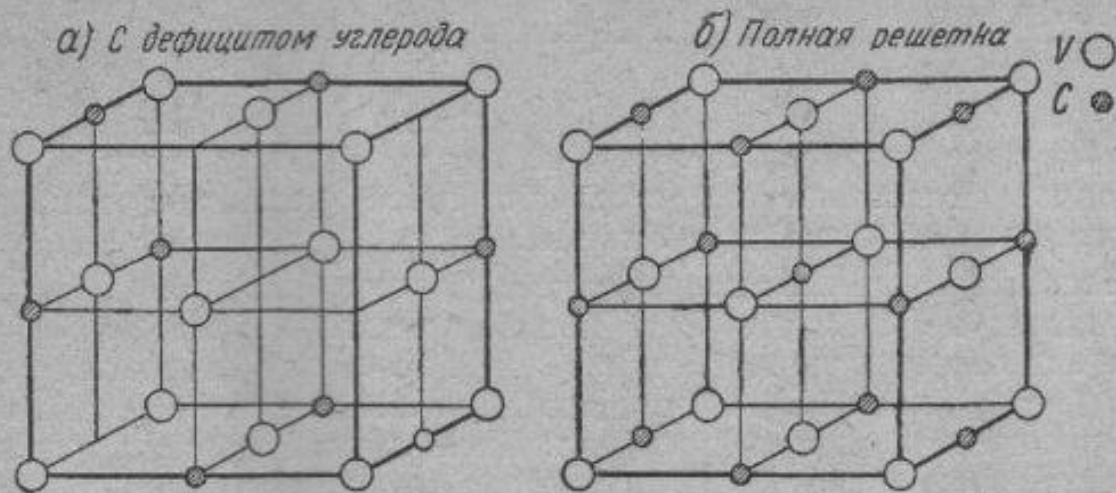
Фазы внедрения

Система	Отношение $\frac{r_X}{r_{Me}}$	Соединение и его решетка			
		Me_4X	Me_2X	MeX	MeX_2
Zr—H	0,29	Zr ₄ H (К12)	Zr ₂ H (Г12)	ZrH (К12)	ZrH ₂ (К12)
Pd—H	0,34	—	—	PdH (К12)	—
Zr—N	0,43	—	—	ZrN (К12)	—
Ti—N	0,49	—	—	TiN (К12)	—
W—N	0,51	—	W ₂ N (К12)	WN (Г8)	—
Mo—N	0,52	—	Mo ₂ N (К12)	—	—
Mn—N	0,53	Mn ₄ N (К12)	—	MnN (К12)	—
Fe—N	0,56	Fe ₄ N (К12)	Fe ₂ N (Г12)	—	—
Zr—C	0,48	—	—	ZrC (К12)	—
Nb—C	0,53	—	—	NbC (К12)	—
Ti—C	0,53	—	—	TiC (К12)	—
W—C	0,55	—	W ₃ C (Г12)	WC (Г8)	—
Mo—C	0,56	—	Mo ₂ C (Г12)	—	—
V—C	0,58	—	—	VC (К12)	—

¹ Эти обстоятельства породили гипотезу (Я. С. Уманский), что фазы внедрения являются твердыми растворами металлоида в новой аллотропической форме металла. В чистом металле этой аллотропической формы нет, но наличие большого процента металлоида ведет к образованию у металла новой аллотропической формы (так называемая концентрационная аллотропия в отличие от обычной, температурной, аллотропии).

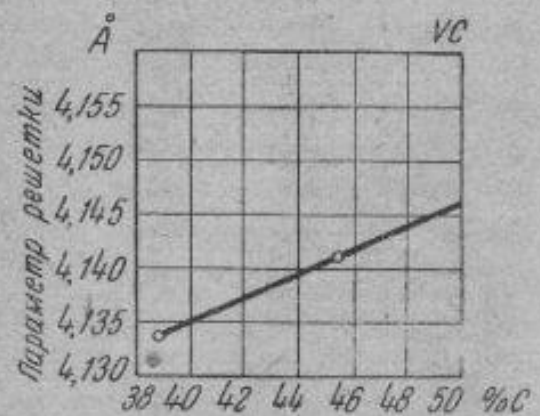
Если принять, что эти фазы являются соединениями, то металлические их свойства должны быть объяснены преобладанием металлической связи в соединении.

Характерные особенности имеются у твердых растворов на базе фаз внедрения. Оказывается, что растворы с избытком металлоида никогда не встречались, но с избытком металлических атомов встречаются очень часто. Практически в сплавах фазы внедрения почти никогда не имеют стехиометрического соотношения атомов и всегда в них



Фиг. 45. Кристаллическая решетка карбида VC.

в избытке присутствуют атомы металла. В этих случаях мы имеем не замену металла металлоидными атомами (что, учитывая атомные размеры, надо признать невозможным), а недостаток металлоидных атомов, т. е. образование на базе фаз внедрения твердых растворов вычитания, с которыми мы знакомились выше. Типичным примером фазы внедрения и образования на базе фазы внедрения твердого раствора вычитания является карбид ванадия — VC. Отношение размеров атомов ванадия и углерода удовлетворяет требованию, когда образуется фаза внедрения ($r_v = 1,33 \text{ \AA}$; $r_c = 0,77 \text{ \AA}$; $\frac{r_c}{r_v} = 0,58$). В карбиде VC решетку гранецентрированного куба с периодом $4,145 \text{ \AA}$ образуют атомы ванадия (не следует ее смешивать с решеткой ванадия, который кристаллизуется в системе объемноцентрированного куба с периодом решетки $3,03 \text{ \AA}$). В октаэдрических порах располагаются атомы углерода (фиг. 45). При избытке атомов ванадия или, что то же, при недостатке атомов углерода не все октаэдрические поры оказываются заполненными углеродными атомами. Получаются твердые растворы вычитания. Дефекты в кристаллической решетке вследствие недостатка металлоидных атомов ведут к сокращению параметра кристаллической решетки (фиг. 46).



Фиг. 46. Изменение параметра решетки карбида VC в зависимости от дефицита углерода (Уманский).

ЛИТЕРАТУРА

- Н. В. Агеев. Химия металлических сплавов. Изд. Ак. наук СССР, 1946 г.
 Я. С. Уманский. Карбиды твердых сплавов. Metallurgizdat, 1947.
 Юм-Розери. Структура металлов и сплавов. ОНТИ, 1935 г.

ГЛАВА IV

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЙ

§ 1. Правило фаз

В гл. II мы изучали процесс кристаллизации чистых металлов, в настоящей же главе рассмотрим процесс кристаллизации в сплавах. Диаграммы состояний представляют собой наглядное изображение процессов кристаллизации в сплавах.

Изображать графически в виде диаграмм состояний кристаллизацию чистых металлов не было необходимости. Металл, как известно, переходит при определенной температуре из одного агрегатного состояния в другое (например, из жидкого в кристаллическое). Иначе обстоит дело при кристаллизации в сплавах. Процесс кристаллизации в сплавах зависит от того, какие фазы (химические соединения, твердые растворы, механические смеси) образуются из жидкого раствора. Природа образующихся фаз определит процесс кристаллизации и вид диаграмм состояний. Кроме того, процесс кристаллизации подчиняется правилу фаз, которое показывает, происходит ли процесс кристаллизации при постоянной температуре или в интервале температур, какое количество фаз может одновременно существовать в системе. Это правило справедливо для всех веществ и носит название правила фаз, или закона Гиббса.

Правило фаз дает количественную зависимость между степенью свободы системы и количеством фаз и компонентов.

Мы неоднократно употребляли выше слова «фаза» и «компонент», но теперь для выражения правила фаз надо дать этим понятиям более точное определение.

Фазой называется однородная часть системы, разграниченная от другой части системы (фазы) поверхностью раздела.

Следовательно, однородная жидкость является однофазной системой, механическая смесь двух видов кристаллов — двухфазной, так как каждый кристалл отличается от другого составом или строением и они разграничены друг от друга поверхностью раздела.

Компонентами называются вещества, образующие систему.

Следовательно, чистый металл представляет собою однокомпонентную систему, сплав двух металлов — двухкомпонентную и т. д.

Химические вещества можно рассматривать как компонент лишь в том случае, если они не диссоциируют на свои составные части в исследуемых интервалах температур.

Под степенью свободы (вариантностью) системы понимается возможность изменения температуры, давления и концентрации без изменения числа фаз в системе.

Если степень свободы равна нулю, то, очевидно, нельзя менять внешние и внутренние факторы системы (температуру, давление, концентрацию) без того, чтобы это не вызвало изменения числа фаз.

Если степень свободы равна единице, то возможно изменение одного из перечисленных факторов, и это не вызовет уменьшения или увеличения числа фаз.

Правило фаз представляет собой математическое выражение условия равновесия системы, т. е. уравнение правила фаз показывает количественную зависимость между степенью свободы системы и числом компонентов и фаз.

Уравнение правила фаз выводится на основании следующих соображений.

Предположим, что мы имеем систему из нескольких компонентов, образующих несколько фаз. Если система находится в равновесии, следовательно, при данных условиях (температура, давление) никакие процессы в ней происходить не могут и система не стремится ни к каким изменениям (перемещениям, превращениям).

При рассмотрении процесса кристаллизации (гл. II) мы подчеркивали, что самопроизвольно превращения происходят лишь при уменьшении запаса внутренней энергии.

Для системы, находящейся в равновесии, запас внутренней энергии и, следовательно, термодинамический потенциал каждого компонента во всех фазах одинаков (в противном случае было бы превращение фазы с компонентом, имеющим более высокий термодинамический потенциал).

При наличии двух компонентов в двух фазах термодинамический потенциал первого компонента в первой фазе равен термодинамическому потенциалу этого же компонента во второй фазе, т. е.

$$Z_1^1 = Z_2^1,$$

и термодинамические потенциалы второго компонента в обеих фазах также равны:

$$Z_1^2 = Z_2^2.$$

В этих уравнениях Z — термодинамический потенциал; верхний значок — номер компонента, нижний — номер фазы.

Система из приведенных двух уравнений является неопределенной, так как в этих уравнениях имеются четыре переменных. Следовательно, для двух переменных мы могли бы приписать любые значения, и только тогда эта система станет определенной.

Значит, для нашего случая, когда при двух компонентах мы имеем две фазы, система имеет две степени свободы (число степеней свободы равняется разности между числом переменных и числом уравнений).

Предположим, что система состоит из k компонентов и f фаз. Если система находится в равновесии, то термодинамические потенциалы первого, второго и т. д. компонентов во всех фазах равны между собой, т. е.

$$\text{для первого компонента } Z_1^1 = Z_2^1 = Z_3^1 = \dots = Z_f^1$$

$$\text{для второго компонента } Z_1^2 = Z_2^2 = Z_3^2 = \dots = Z_f^2$$

$$\dots$$

$$\text{для } k \text{ компонента } Z_1^k = Z_2^k = Z_3^k = \dots = Z_f^k$$

Чему равняется в этой системе уравнений число степеней свободы?

В каждой строчке имеется $f - 1$ уравнений, а всех строк — k , следовательно, всего имеется $(f - 1)k$ уравнений.

Переменными в нашей системе являются температура, давление и концентрации.

Предполагая, что в каждую фазу входят все компоненты, в ней можно изменять концентрацию $k-1$ компонентов (концентрация последнего определится по разности).

Так как всего имеем f фаз, то количество переменных будет:

по концентрации	$(k-1)f$
по температуре	1
по давлению	1
итого переменных . . .	$(k-1)f+2$

Так как число степеней свободы c равняется разности между числом переменных и числом уравнений, то

$$c = (k-1)f + 2 - (f-1)k,$$

или

$$c = kf - f + 2 - kf + k,$$

или

$$c = k - f + 2$$

Последнее уравнение и представляет собой математическое выражение правила фаз.

Как следует из приведенных рассуждений, независимыми переменными являются концентрация, температура и давление. Если принять, что все превращения в металле происходят при постоянном, неизменном давлении, то число переменных уменьшится на единицу (давление постоянно), и уравнение правила фаз примет следующий вид:

$$c = k - f + 1$$

Это выражение правила фаз мы и будем применять к металлическим системам равновесия (изменение давления во внимание не принимается), считая давление во всех процессах неизменным.

Посмотрим, как изменится свобода однокомпонентной системы ($k=1$) для случая кристаллизации чистого металла.

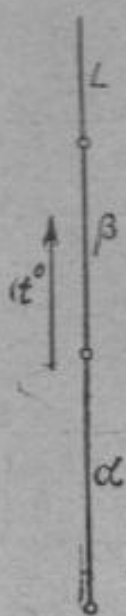
Когда металл находится в жидком состоянии, т. е. $f=1$ (одна фаза — жидкость), число степеней свободы равно 1 ($c = k - f + 1 = 1 - 1 + 1 = 1$).

Температуру в данном случае можно менять, не изменяя агрегатного состояния. В момент кристаллизации $f=2$ (две фазы — твердая и жидкая), $c = k - f + 1 = 1 - 2 + 1 = 0$. Это значит, что две фазы находятся в равновесии при строго определенной температуре (температуре

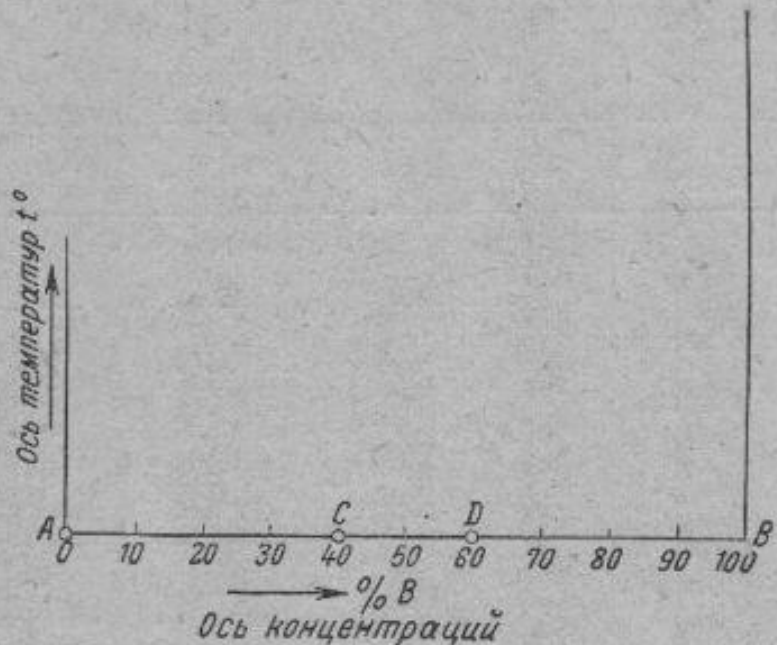
плавления) и она не может быть изменена до тех пор, пока одна из фаз не пропадает, т. е. пока система не станет инвариантной ($c=1$), т. е. когда i будет равняться единице.

§ 2. Общие замечания о построении диаграмм состояний

Диаграмма состояний показывает изменение состояния в зависимости от температуры (давление постоянно для всех рассматриваемых случаев) и концентрации.



Фиг. 47. Изменение агрегатного состояния в зависимости от изменения температуры в однокомпонентной системе.



Фиг. 48. Координаты для изображения состояний двухкомпонентной системы.

Если система однокомпонентна, то диаграмма состояния будет иметь одно измерение (шкала температур) и соответствующие точки на прямой покажут равновесную температуру изменения агрегатного состояния (фиг. 47).

Если в системе два компонента, то второе измерение покажет концентрацию сплава; диаграмма строится в двух измерениях (температура — концентрация) (фиг. 48).

По оси ординат откладывается температура, по оси абсцисс — концентрация. Общее содержание обоих компонентов в сплаве принимается за 100% и каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию каждого компонента.

По мере удаления от точки *A* увеличивается количество компонента *B* и в точке *B* его будет 100%. Следовательно, крайние ординаты на диаграмме соответствуют чистым компонентам, а между ними — бинарным сплавам.

Диаграмма состояний сплавов с тремя компонентами воспроизводится в пространстве (две оси концентрационные и одна температурная). Четырехкомпонентная система и системы с большим числом компонентов не могут быть представлены в полном виде (без упрощающих построений), так как для ее изображения требуется пространство четырех измерений и более.

Диаграмма состояний (фиг. 48) показывает состояние сплава данной концентрации при данной температуре. Каждая вертикаль соответствует изменению температуры определенного сплава. Изменение фазового состояния сплава должно отмечаться на диаграмме точкой. Соединяя линией точки аналогичных превращений, получим на диаграмме области аналогичных фазовых состояний. Вид диаграммы состояний зависит от того, как реагируют оба компонента друг с другом в твердом и жидком состоянии, т. е. растворимы ли они в твердом и жидком состоянии, образуют ли они химические соединения и т. д.

Классифицировать диаграммы состояний можно следующим образом (табл. 11).

Классификация диа

В жидком состоянии	Неограниченная растворимость						
	Неограниченная растворимость			Ограниченная растворимость			Нера
В твердом состоянии	не образующие химического соединения	образующие неустойчивое химическое соединение	образующие устойчивое химическое соединение	не образующие химического соединения	образующие неустойчивое химическое соединение	образующие устойчивое химическое соединение	не образующие химического соединения
Род диаграмм	II	VII		III	VIII	VI	I

При этой классификации под неустойчивым химическим соединением понимается такое соединение, которое при нагреве диссоциирует (т. е. разлагается на две фазы, а не плавится). Металлические системы перастворимые или ограниченно растворимые в жидком состоянии не имеют большого значения в технике¹, и поэтому диаграммы IX-XV родов в следующих параграфах не рассматриваются.

Кристаллохимически мало вероятно образование устойчивого химического соединения при неограниченной растворимости обоих компонентов друг в друге (в этом случае соединение должно быть изоморфно обоим компонентам), поэтому такую диаграмму мы не относим к определенной группе.

Наиболее часто встречаются в металлических сплавах диаграммы состояний I, II, III, IV и V родов и их различные комбинации; поэтому ниже рассматриваются только эти диаграммы. Более подробные сведения можно найти в специальных монографиях по металлическим диаграммам состояния (см. литературу в конце главы).

§ 3. Экспериментальное построение диаграмм

В зависимости от того, какие соединения образуют оба компонента, можно предугадать ориентировочную форму диаграммы состояния и отнести ее к тому или иному роду, но построить по этим расчетам точную диаграмму состояния нельзя. Любую диаграмму состояния надо строить экспериментально.

¹ Исключая случаи производства (металлургии) некоторых цветных металлов.

Обычно для построения диаграмм состояния пользуются термическим методом, т. е. строят кривые охлаждения и по остановкам и перегибам на кривой охлаждения, вызванным тепловым эффектом превращений, определяют температуры превращения¹. Имея достаточное количество сплавов и определив в каждом сплаве температуры превращений, можно построить общую диаграмму состояний.

Обратимся к реальному примеру.

Предположим, что мы имеем два компонента, не растворимых в твердом состоянии и не образующих химических соединений, но неограниченно растворимых в жидком состоянии (т. е. компоненты образуют диаграмму I рода).

Таблица 11

грамм состояний

створимы		Ограниченная растворимость						Нерастворимы
		Ограниченная раствори- мость			Нерастворимы			
образующие неустойчивое химическое соединение	образующие устойчивое химическое соединение	не образующие химического соединения	образующие неустойчивое химическое соединение	образующие устойчивое химическое соединение	не образующие химического соединения	образующие неустойчивое химическое соединение	образующие устойчивое химическое соединение	не образующие химического соединения
V	IV	IX	X	XI	XII	XIII	XIV	XV

Можно допустить с некоторым приближением, что данную диаграмму образуют свинец и сурьма (фактически имеется растворимость в твердом состоянии). Предположим далее, что имеется серия сплавов этих двух металлов; за процессом кристаллизации этих сплавов наблюдают по кривым охлаждения (фиг. 49).

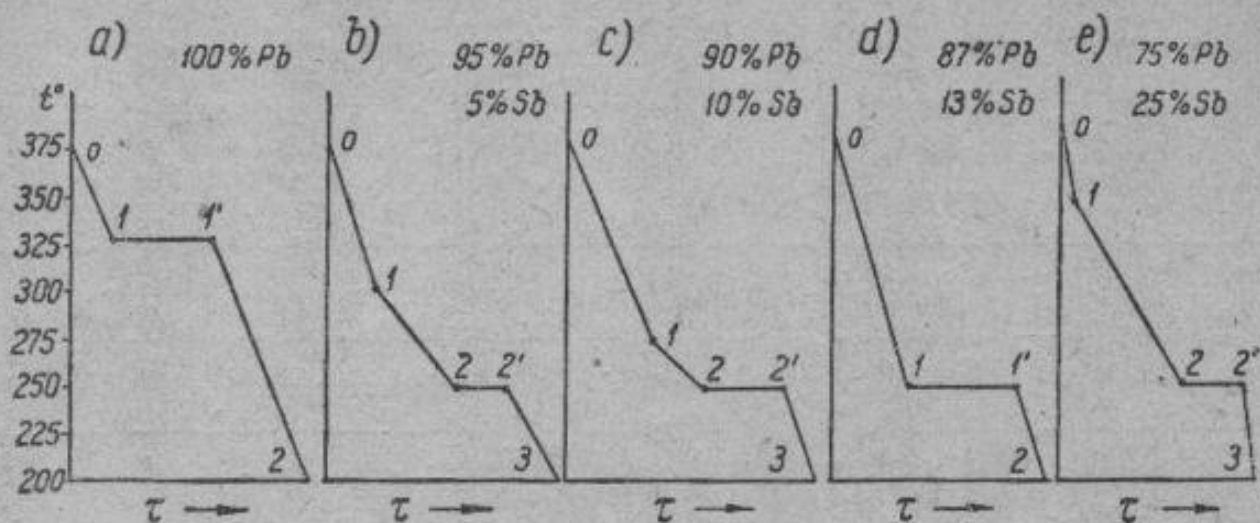
Кривая фиг. 49, а относится к чистому свинцу. Выше 327° свинец находится в жидком состоянии. При 327° происходит при постоянной температуре кристаллизация свинца и ниже 327° свинец находится в кристаллическом состоянии. Следовательно, на кривой охлаждения свинца отрезок 0—1 соответствует охлаждению жидкости, отрезок 1—1'— кристаллизации и участок 1'—2— охлаждению твердого тела.

Кривая фиг. 49, б относится к сплаву с содержанием 95% Pb и 5% Sb. Кристаллизация начинается при температуре ниже 327° (точка 1) и протекает при переменной температуре (от точки 1 до точки 2), а затем при 246° оставшаяся часть жидкости кристаллизуется при постоянной температуре (отрезок на кривой охлаждения 2—2'). Опыт показывает, что на отрезке 1—2 происходит выделение из жидкости кристаллов свинца, что может происходить при переменной температуре. Согласно правилу фаз число степеней свободы в этом случае равняется единице, так как при двух компонентах число фаз равняется двум (жидкость и кристаллы свинца) и, следовательно,

$$c = k - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1.$$

¹ В современных исследованиях параллельно с термическим методом анализа в процессе кристаллизации определяют и другие свойства.

Одновременная кристаллизация сурьмы и свинца должна протекать при постоянной температуре (отрезок кривой охлаждения 2—2'), так как в этом случае при трех фазах (жидкость, кристаллы сурьмы, кристаллы свинца) число степеней свободы равняется нулю ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$).



Фиг. 49. Кривые охлаждения сплавов свинец—сурьма.

Так как на кривой кристаллизации 1—2 из жидкости непрерывно выделяется свинец, то жидкость по мере кристаллизации свинца обогащается сурьмой. Если к моменту начала кристаллизации свинца (в точке 1) жидкость исследуемого сплава содержала 5% Sb, то, как показывает опыт, в точке 2 к моменту совместной кристаллизации сурьмы и свинца жидкость содержит 13% Sb.

Точка 1, отвечающая началу кристаллизации, называется точкой *ликвидус* (liquidus), точка 2, отвечающая концу кристаллизации, — точкой *солидус* (solidus).

Если взять сплав с 10% Sb (фиг. 49, c), то кристаллизация у него будет происходить так же, как и у сплава на фиг. 49, b, только начинается она при более низкой температуре. Отметим, что совместная кристаллизация свинца и сурьмы у этого сплава начнется при той же температуре, что и у предыдущего сплава, и жидкость к моменту совместной кристаллизации свинца и сурьмы будет иметь такую же концентрацию, как и у предыдущего сплава, когда совместно кристаллизовались свинец и сурьма, т. е. 13% Sb и 87% Pb.

Если взять сплав, соответствующий этому соотношению, т. е. содержащий 13% Sb и 87% Pb, то у него, как нетрудно догадаться, сразу из жидкости выделяются оба вида кристаллов без предварительного выделения свинца (кривая фиг. 49, d). Наконец, если взять сплав с содержанием сурьмы более 13%, то предварительно будет выделяться сурьма (кривая фиг. 49, e) и сплав по мере выделения сурьмы будет обогащаться свинцом, и когда он в процессе кристаллизации охладится до 246°, жидкость будет содержать 13% Sb и начнется совместная кристаллизация обоих видов кристаллов при постоянной температуре.

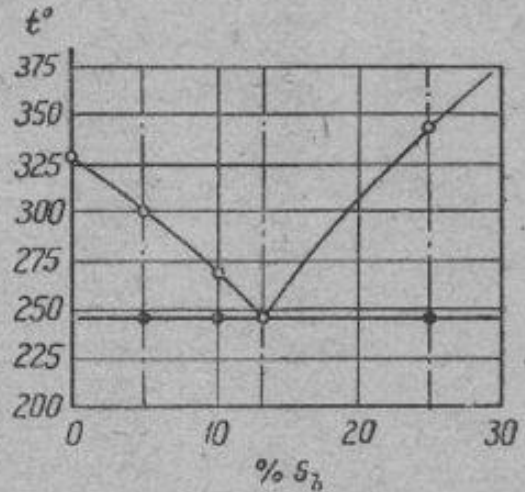
У рассмотренных пяти сплавов точки начала и конца кристаллизации будут находиться при следующих температурах (в °С):

	Температура начала кристаллизации	Температура конца кристаллизации
Сплав 100% Pb	327	327
„ 95% Pb и 5% Sb	300	246
„ 90% Pb и 10% Sb	260	243
„ 87% Pb и 13% Sb	246	246
„ 75% Pb и 25% Sb	340	246

Если теперь полученные температуры нанести на диаграмму, где координатами будут температура и концентрация, и затем обвести точки ликвидус одной линией, а точки солидус — другой, то получим диаграмму состояний (фиг. 50).

Геометрическое место точек ликвидус образует *линию ликвидус*, а геометрическое место точек солидус — *линию солидус*.

Очевидно, что выше линии ликвидус сплавы находятся в жидком состоянии, а ниже линии солидус — в твердом. У сплавов, содержащих меньше 13% Sb, из жидкости выделяется вначале свинец; следовательно, у этих сплавов в области, лежащей между линией ликвидус и солидус, имеем жидкую фазу и кристаллы свинца. Аналогично у сплавов с содержанием больше 13% Sb между линией ликвидус и солидус сплав имеет наряду с жидкостью кристаллы сурьмы. Таким образом диаграмма фиг. 50 показывает состояние сплава при любой температуре — поэтому такие диаграммы называют диаграммами состояний. По диаграммам состояний изучают природу сплавов, почему анализу этих диаграмм уделяется такое большое внимание при прохождении курса металловедения.



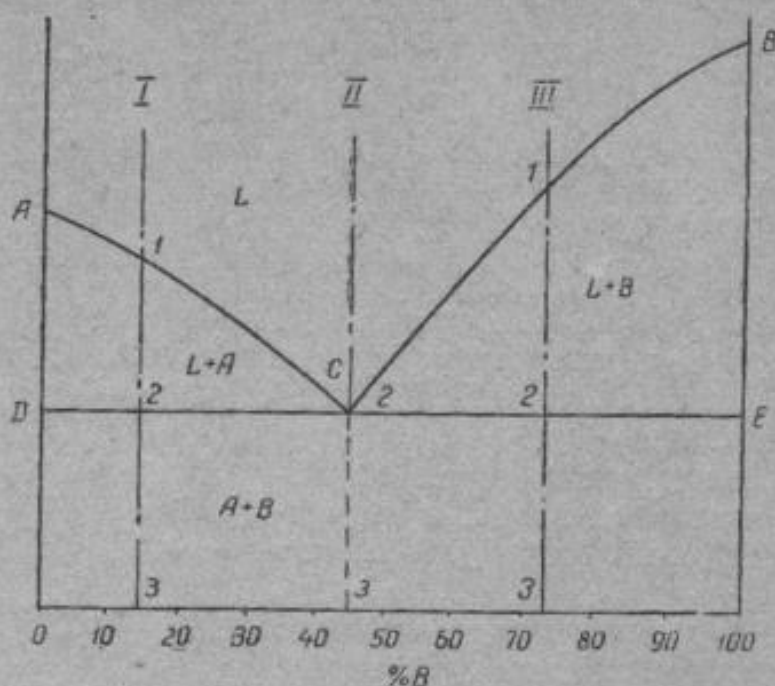
Фиг. 50. Система свинец—сурьма, построенная по кривым охлаждения фиг. 49.

§ 4. Диаграмма состояний I рода

Оба компонента в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы и не образуют химических соединений¹. Общий вид диаграммы состояния I рода двух компонентов A и B показан на фиг. 51. Линия ACB является линией ликвидус, линия DCE — линией солидус. На линии AC начинают (при охлаждении) выделяться кристаллы A, а на линии CB — кристаллы B. На линии DCE из жидкости концентрации C одновременно выделяются кристаллы A и B.

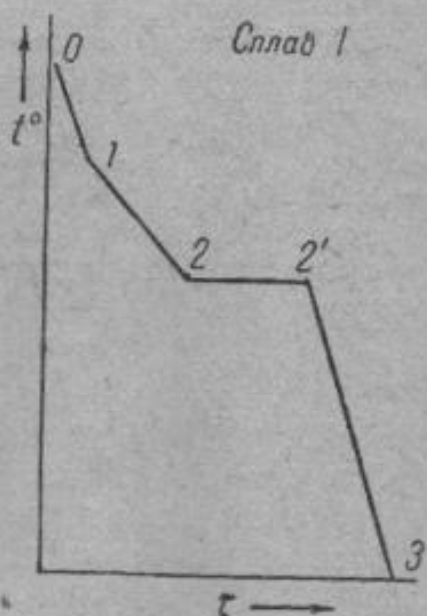
¹ Следует отметить, что, повидимому, нет металлов абсолютно нерастворимых друг в друге в твердом состоянии, однако для практического пользования диаграммой и для педагогических целей удобнее выделить сплавы, очень мало растворимые в твердом состоянии, в отдельную группу и принять растворимость равной нулю. При сплавлении веществ, обладающих различной природой связи, надо считаться с тем, что они кристаллизуются в условиях отсутствия растворимости в твердом состоянии (т. е. в соответствии с диаграммой I рода). Примером служит кристаллизация соляных растворов (лед — вещество с ковалентной связью, соль — с ионной).

Если взять какой-нибудь сплав, например сплав *I*, то можно (фиг. 52) нарисовать кривую охлаждения для него.



Фиг. 51. Диаграмма состояний I рода.

На этой кривой (фиг. 52) участок $0-1$ соответствует охлаждению жидкого сплава, участок $1-2$ — выделению кристаллов *A*, участок $2-2'$ — совместному выделению кристаллов $A+B$ и участок $2'-3$ —

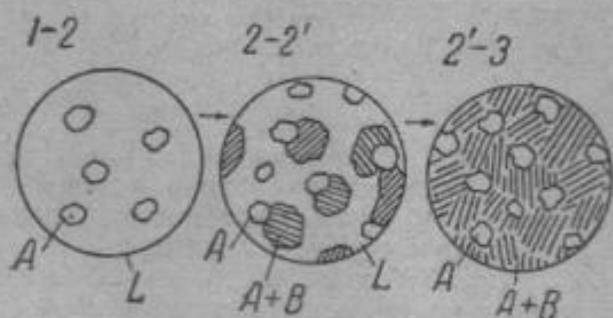


охлаждению твердого тела. На фиг. 52 схематически показан процесс кристаллизации. Из жидкости (левый рисунок) выделяются кристаллы *A* и затем оставшаяся жидкость кристаллизуется с одновременным выделением обоих кристаллов. Правый рисунок показывает структуру уже закристаллизовавшегося металла. На этой фигуре видны первичные выделения кристаллов *A* и механическая смесь кристаллов $A+B$, которые кристаллизовались одновременно.

Механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно кристаллизовавшихся из жидкости, называется эвтектикой [т.е. хорошо смешанные (греч.)].

Кривая охлаждения сплава эвтектической концентрации показана на фиг. 53.

На кривой охлаждения отрезок $0-2$ соответствует охлаждению жидкого сплава, отрезок $2-2'$ — кристаллизации эвтектики и $2'-3$ — охлаждению твердого сплава.

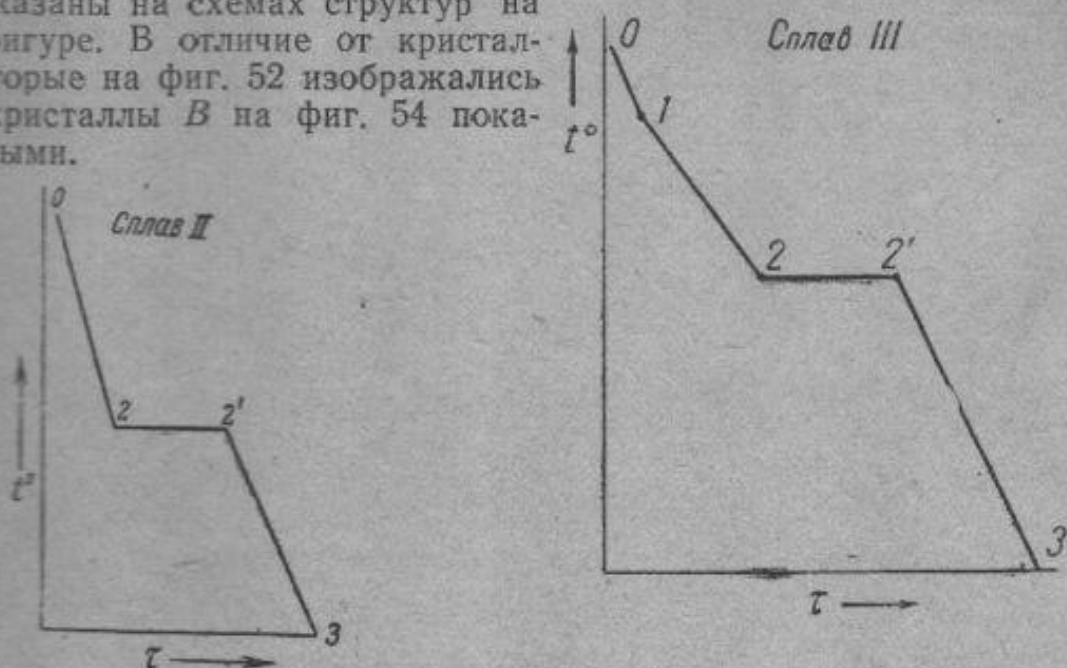


Фиг. 52. Кривая охлаждения и схема структур доэвтектического сплава.

Кривая охлаждения заэвтектического сплава (сплав *I* можно назвать доэвтектическим, сплав *II* — эвтектическим и сплав *III* — заэвтектическим) изображена на фиг. 54.

На кривой охлаждения отрезок *0—1* соответствует охлаждению жидкости; отрезок *1—2* — выделению кристаллов *B*; *2—2'* — кристаллизации эвтектики и *2'—3* — охлаждению твердого тела.

Отдельные моменты охлаждения сплава показаны на схемах структур на той же фигуре. В отличие от кристаллов *A*, которые на фиг. 52 изображались белыми, кристаллы *B* на фиг. 54 показаны черными.



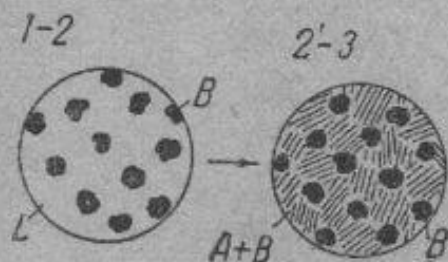
Фиг. 53. Кривая охлаждения эвтектического сплава.

На фиг. 55 приводятся микрофотографии реальных сплавов *Pb—Sb*: *a* — структура чистого свинца; *b* — структура доэвтектического сплава — кристаллы свинца + эвтектика; *в* — структура сплава с 13% *Sb* — эвтектика; *г* — структура заэвтектического сплава — первичные кристаллы сурьмы и эвтектики и, наконец, *д* — структура чистой сурьмы.

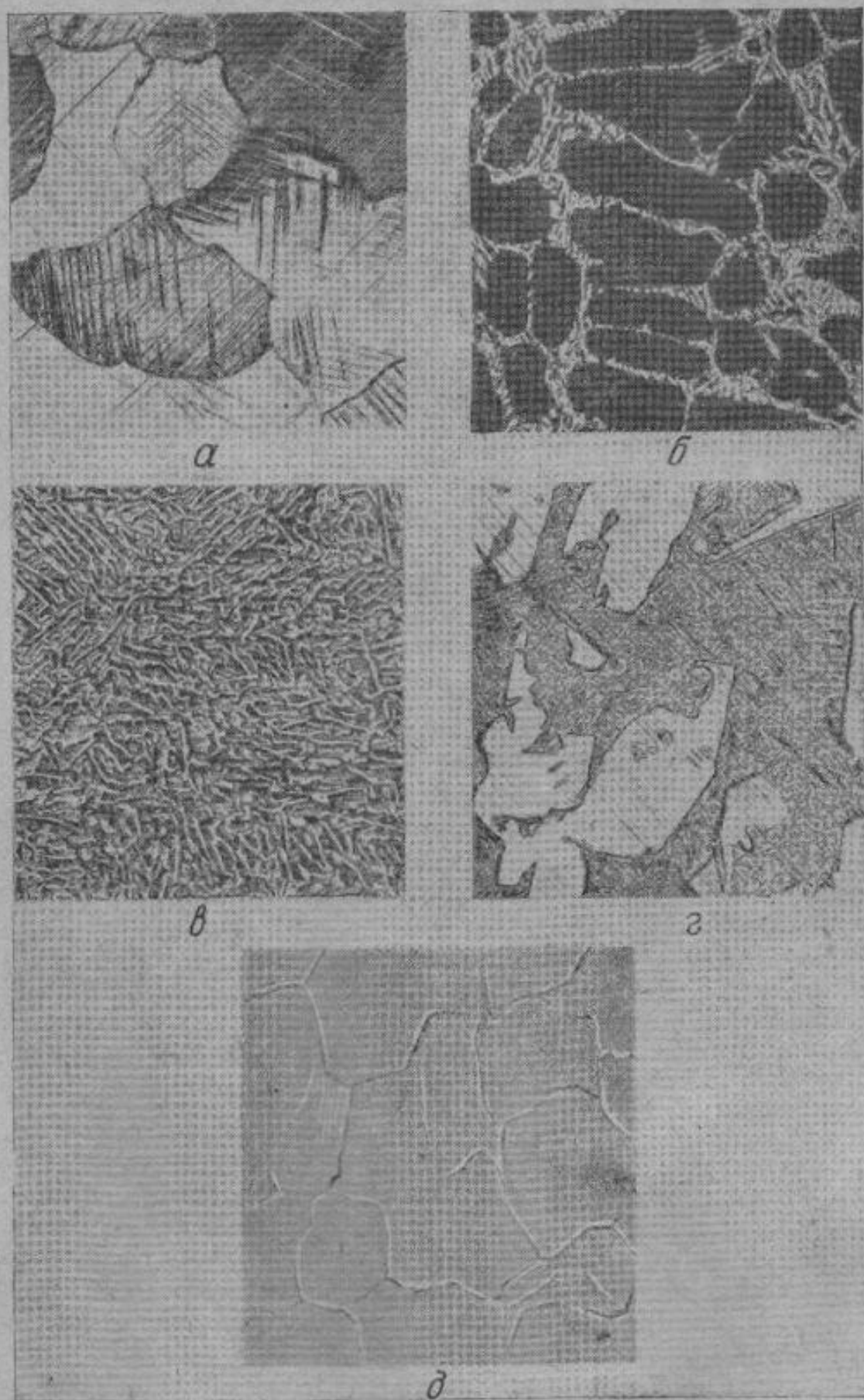
На диаграмме состояний (фиг. 51) показаны области существования различных фаз.

Ниже эвтектической горизонтали *DCE* находятся две фазы — кристаллы *A* и кристаллы *B*. Левее эвтектической концентрации из жидкости выделяются вначале кристаллы *A*, а затем эвтектика. Поэтому структурное состояние доэвтектического сплава можно обозначать через: *A* + эвтектика (*A+B*) и заэвтектического — *B* + эвтектика (*A+B*), хотя и в том и в другом случае в сплаве две фазы *A* и *B*.

В процессе кристаллизации меняются и концентрации фаз (например, из жидкости выделяется один из компонентов) и количество каждой фазы (при кристаллизации количество твердой фазы увеличивается, а жидкой — уменьшается). В любой точке диаграммы, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, можно определить количество обеих фаз и их концентрацию. Для этого служит так называемое правило рычага, или правило отрезков.



Фиг. 54. Кривая охлаждения и схема структур заэвтектического сплава.

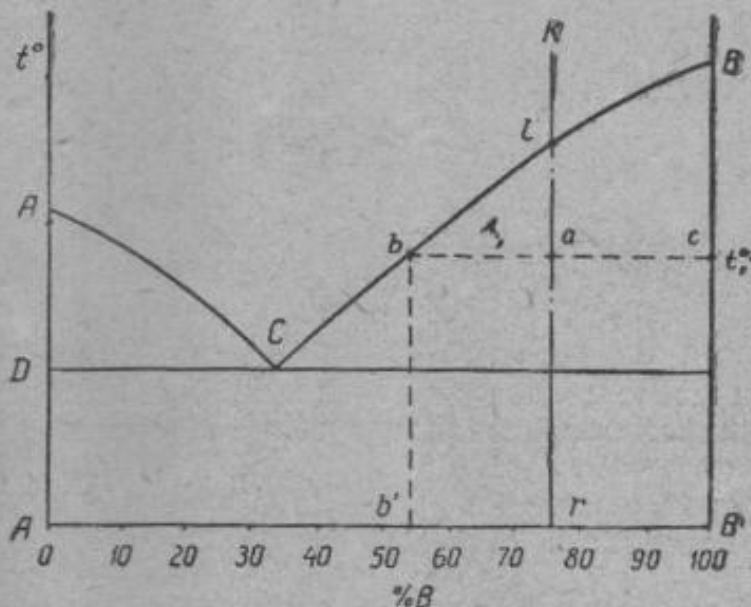


Фиг. 55. Структура сплавов свинец—сурьма.
а—чистый свинец; *б*—сплав с 5% Sb; *в*—сплав с 13% Sb; *г*—сплав с 30% Sb;
д—чистая сурьма. $\times 100$.

§ 5. Правило отрезков

В точке a , показывающей состояние сплава K при температуре t_1 (фиг. 56), сплав состоит из кристаллов B и жидкости.

Выше точки l сплав находился в однофазном состоянии и концентрация этой фазы (т. е. жидкости) определялась проекцией точки l . При охлаждении из сплава выделяются кристаллы B и концентрация жидкости меняется в сторону увеличения в ней A . При температуре t_1 жидкость может содержать максимальное количество компонента B в концентрации, определяемой проекцией точки b . По достижении эвтектической температуры жидкость принимает эвтектическую концен-



Фиг. 56 Диаграмма I рода (к применению на ней правила отрезков).

трацию, которая определяется проекцией точки C . Следовательно, при охлаждении сплава K концентрация жидкости меняется по кривой lC . Выделяющиеся кристаллы B имеют постоянный состав — это чистый компонент B , концентрация которого лежит на вертикальной оси. Итак, концентрацию жидкости, которая меняется по кривой lC , и концентрацию твердых кристаллов, которая не меняется и определяется вертикалью $100\% B$, можно определить при любой температуре.

Первое положение правила отрезков формулируется следующим образом: для того чтобы определить концентрацию фаз через данную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями диаграммы; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают концентрацию фаз.

Следовательно, для сплава K при температуре t_1 концентрация обеих фаз определится проекциями точек b и c , ибо эти точки находятся на пересечении горизонтальной линии, проходящей через точку a , с линиями диаграммы.

Количество этих фаз также можно определить. Для определения количества каждой фазы (второе положение правила отрезков) обратимся к тому же примеру: сплав K , находящийся при температуре t_1 .

Взятый в качестве примера сплав K содержит $r\%$ B и $(100-r)\%$ A . Следовательно, если отрезок AB определяет все количество сплава, то отрезок rA — количество компонента B в сплаве, а отрезок rB — количество компонента A в сплаве.

В точке a сплав состоит из кристаллов B и жидкости концентрации b . Так как кристаллы — чистый компонент B , то состав их определяется отрезком AB . Жидкость содержит $b\%$ B и $100 - b\%$ A , или в жидкости количество компонента B определяется отрезком $b'A$ и количество компонента A — отрезком $b'B$.

Если общий вес сплава равен единице и искомое количество выделившихся кристаллов равно X , то количество компонента A , который находится только в жидкости, равно:

$$rB = b'B(1 - X) = b'B - Xb'B;$$

$$Xb'B = b'B - rB;$$

$$X = \frac{b'B - rB}{b'B}.$$

Так как

$$b'B - rB = rb' = ba,$$

а

$$b'B = cb,$$

то

$$X = \frac{ba}{cb},$$

т. е. если количество сплава равно единице или изображается отрезком cb , то количество кристаллов в точке a у сплава K равно отношению $\frac{ba}{cb}$.

Количество жидкости

$$1 - X = 1 - \frac{ba}{cb} = \frac{cb - ba}{cb} = \frac{ac}{cb},$$

т. е. количество жидкости определяется отношением $\frac{ac}{cb}$.

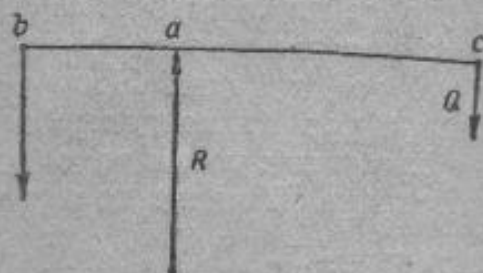
Отношение количеств твердой и жидкой фазы определяется отношением:

$$\frac{X}{1 - X} = \frac{ab \cdot cb}{cb \cdot ac} = \frac{ab}{ac}.$$

Итак, если точка a определяет состояние сплава, точка b — концентрацию жидкой фазы и точка c — концентрацию твердой фазы, то отрезок cb определяет все количество сплава, отрезок ac — количество жидкости и отрезок ab — количество кристаллов.

Второе положение правила отрезков формулируется так. Для того чтобы определить количественное соотношение фаз, через заданную точку проводят горизонтальную линию. Полученные отрезки между заданной точкой и точками, определяющими концентрацию фаз, определяют количества этих фаз (обратно пропорционально). Для наглядности

это правило можно изобразить и примером из механики (фиг. 57). Если точка a , показывающая состояние сплава, есть точка опоры рычага и точка c показывает концентрацию одной фазы, точка b — другой, то



Фиг. 57. Рычаг.

количество этих фаз P и Q определяется из уравнения моментов рычага I рода:

$$P \cdot ab = Q \cdot ac$$

или

$$\frac{P}{Q} = \frac{ac}{ab}$$

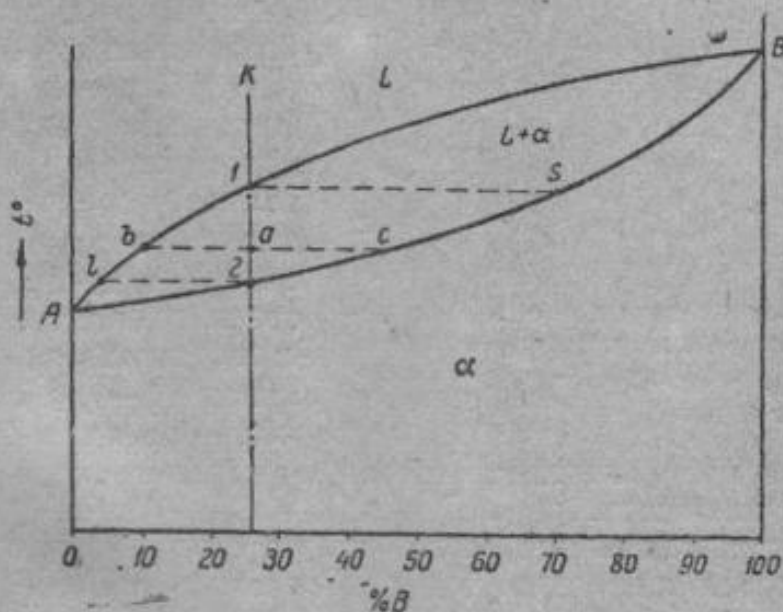
Правило отрезка в бинарных диаграммах состояния можно применить только в двухфазных областях. В однофазной области имеется одна фаза; любая точка внутри области характеризует ее концентрацию.

Три фазы в бинарной диаграмме находятся на одной горизонтальной линии. Так, например, в диаграмме I рода три фазы могут быть при температуре кристаллизации эвтектики, когда в равновесии находятся три фазы, концентрационные точки которых расположены на одной горизонтали (т. е. жидкость концентрации C , кристаллы A концентрации D и кристаллы в концентрации E — фиг. 51). Количество их неопределенно, в процессе кристаллизации количество жидкой фазы C уменьшается, а количество твердых фаз — увеличивается.

§ 6. Диаграмма состояний II рода

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях и не образуют химических соединений.

Если два компонента образуют неограниченные растворы в жидком и твердом состояниях, то возможно существование только двух фаз

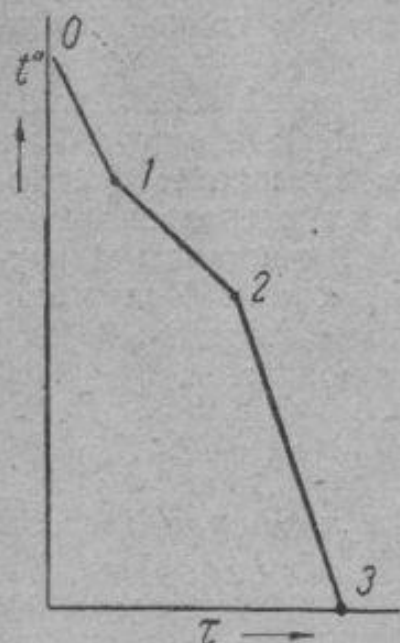


Фиг. 58. Диаграмма состояния II рода.

жидкого раствора L и твердого раствора α . Следовательно, трех фаз быть не может, кристаллизации при постоянной температуре не наблюдается и горизонтальной линии на диаграмме нет. Диаграмма (фиг. 58) состоит из трех областей: жидкость, жидкость + твердый раствор и твердый раствор.

Верхняя линия AB является линией ликвидус, нижняя линия AB — линией солидус. Процесс кристаллизации изображается кривой охлаждения сплава (фиг. 59).

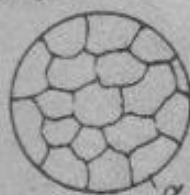
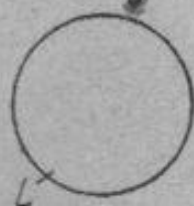
Точка 1 соответствует началу кристаллизации, точка 2 — концу. Между точками 1 и 2 (т. е. между линиями ликвидус и солидус) сплав находится в двухфазном состоянии. При двух компонентах и двух фазах система моновариантна ($c = k - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$), т. е. если меняется температура, то концентрация фаз строго определенная, или каждой температуре соответствует строго определенная концентрация фаз. Концентрация и количество фаз у сплава, лежащего между линиями солидус и ликвидус, определяется правилом отрезков. Так, на-



0-1

1-2

2-3



пример, сплав K в точке a состоит из жидкой и твердой фазы. Концентрация жидкой фазы определится проекцией точки b , лежащей на линии ликвидус, а концентрация твердой фазы — проекцией точки c , лежащей на линии солидус. Количество жидкой и твердой фаз определяется из соотношения: количество жидкой фазы $\frac{ac}{cb}$; количество твердой фазы $\frac{ab}{cb}$.

Применяя правило рычага в точке, где только начинается кристаллизация, видно, что из жидкого сплава, имеющего исходную концентрацию, выделяются твердые кристаллы, более богатые тугоплавким компонентом. Концентрация первых твердых кристаллов определится проекцией точки s . Закончиться кри-

сталлизация сплава K должна в точке 2, когда последняя капля жидкости, имеющая концентрацию 1, затвердевает. Отрезок, показывающий количество кристаллов, равнялся нулю в точке 1, когда только началась кристаллизация, и равен количеству всего сплава в точке 2, когда кристаллизация закончилась. Состав жидкости меняется по кривой 1-1, а состав кристаллов — по кривой s-2, и в мо-

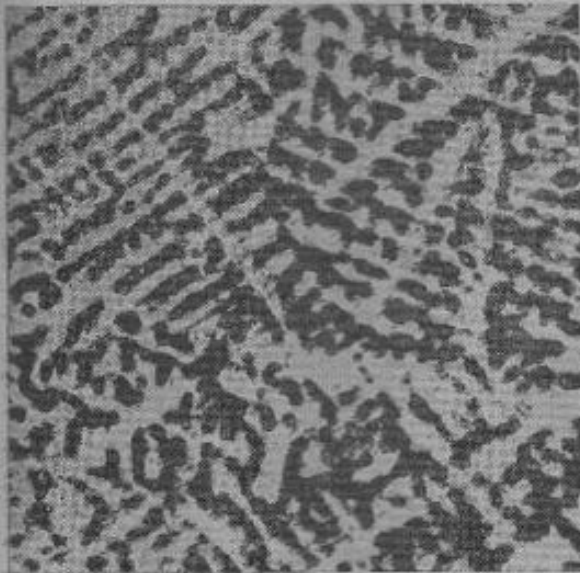
Фиг. 59. Кривая охлаждения сплава с образованием твердого раствора и схема структур.

мент окончания кристаллизации состав кристаллов такой же, как и состав исходной жидкости.

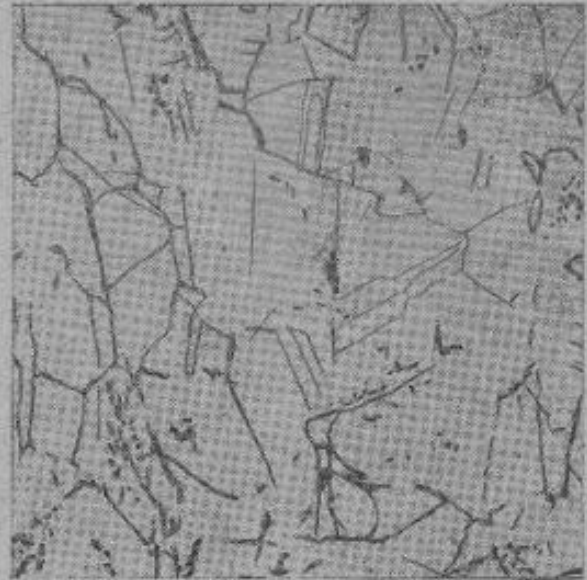
Процесс кристаллизации, если его рассматривать с точки зрения диаграммы состояния, является равновесным процессом. В каждый момент кристаллизации в равновесии находятся две однородные фазы — жидкая и твердая. Следовательно, если в точке a имеются две фазы — жидкая концентрации b и твердая концентрации c , то при продолжающемся процессе кристаллизации жидкость выделит кристаллы, более богатые, чем она сама, тугоплавким компонентом, и точка, определяющая концентрацию, сдвинется влево (если направо расположен тугоплавкий компонент) и вниз. Вновь выделившиеся кристаллы более богаты легкоплавким компонентом, чем ранее выделившиеся, поэтому и точка, показывающая концентрацию твердой фазы, сдвинется тоже влево и вниз. Так как твердая фаза в процессе равновесной кристаллизации должна быть все время однородной, то предполагается, что про-

цесс выравнивания состава твердой фазы (путем диффузии) не будет отставать от процесса кристаллизации.

В противном случае, что обычно и бывает при кристаллизации твердых растворов, первые кристаллы будут иметь более высокую концентрацию тугоплавкого компонента, чем последующие. Вследствие этого ось первого порядка дендрита содержит больше тугоплавкого компонента, чем ось второго порядка и т. д. Междендритные пространства, кристаллизовавшиеся последними, содержат наибольшее количе-



а



б

Фиг. 60. Структура нейзильбера (твердый раствор Zn и Ni в Cu).
а — в литом состоянии; б — после диффузионного отжига. $\times 160$ (А. А. Бочвар).

ство легкоплавкого компонента и поэтому являются самыми легкоплавкими. Это явление носит название *дендритной ликвации*. Состояние дендритной неоднородности является неравновесным состоянием. Это подтверждается тем, что при длительном нагреве сплава, имеющего в структуре дендритную ликвацию, последняя устраняется вследствие диффузии, которая выравнивает концентрацию во всех кристаллах.

На фиг. 60, а показана микроструктура литого сплава с дендритной неоднородностью, а на фиг. 60, б — структура того же сплава с выравненной концентрацией в результате длительного нагрева при высоких температурах.

§ 7. Диаграмма состояний III рода

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно в твердом и не образуют химических соединений.

В сплавах такого рода возможно существование жидкой фазы, твердого раствора компонента *B* в *A*, который мы будем называть α -раствором, и твердого раствора компонента *A* в *B*, который мы обозначим через β .

В этих сплавах возможно неинвариантное равновесие, так как допустимо одновременное существование трех фаз: *L*, α и β .

В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования трех фаз, могут быть два вида диаграмм состояний III рода: диаграмма с эвтектикой и диаграмма с перитектикой.

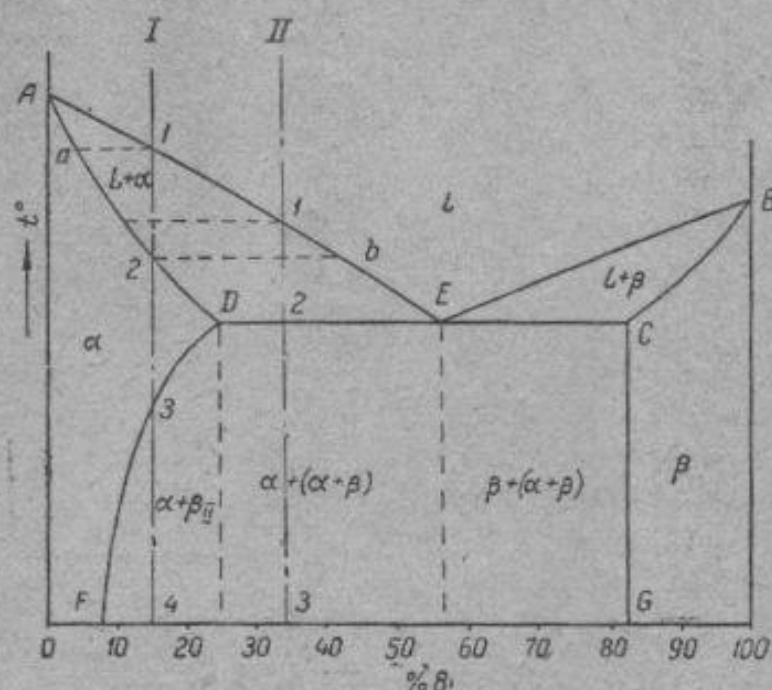
а. Диаграмма с эвтектикой

Чистых компонентов в бинарных сплавах не образуется. Из жидкости могут выделяться твердые растворы α или β . Следовательно, около вертикалей A и B (фиг. 61), соответствующих чистым компонентам, находятся области существования твердых растворов α и β . Предельная растворимость компонента B в A определяется линией DE , а предельная растворимость A в B — линией CG .

Сплавы, лежащие между этими двумя линиями, находятся за пределами растворимости и являются двухфазными, состоящими из $\alpha + \beta$.

Линия AEB является на этой диаграмме линией ликвидус, линия $ADCB$ — линией солидус. Зная правило фаз и правило отрезков можно проследить за процессом кристаллизации любого сплава.

Кристаллизация сплава I : выше точки I сплав находится в жидком состоянии. В точке I начинается процесс кристаллизации. Выделяются кристаллы, концентрация которых меняется по кривой $a-2$, а жидкость меняет свою концентрацию по кривой $1-b$. В точке 2 кристаллизация закончится и полученные кристаллы твер-



Фиг. 61. Диаграмма состояний III рода.

дого раствора должны иметь (для равновесной кристаллизации) концентрацию исходной жидкости.

Полученные кристаллы твердого раствора не претерпевают изменений до точки 3 , лежащей на линии предельной растворимости. Ниже этой точки твердый раствор α является пересыщенным и выделяет избыточные кристаллы. Такими кристаллами являются кристаллы β -твердого раствора, что определяют, применяя правило рычага для сплава, лежащего внутри двухфазной области $\alpha + \beta$ (т. е. для сплава ниже линии DF).

Состав маточного твердого раствора α меняется по кривой $3-F$ вследствие выделения кристаллов β концентрации G . Количество кристаллов β при охлаждении увеличивается. Количество кристаллов β , выделившихся из сплава K , характеризуется отрезком от вертикали I до линии $3-F$.

Кривая охлаждения и схемы структур этого сплава при различных температурах показаны на фиг. 62.

Процесс кристаллизации сплава I можно представить, пользуясь следующими символами:

$$L_{\text{исх}} \rightarrow \underbrace{L_{1-b} + \alpha_{a-2}}_{1-2} \rightarrow \underbrace{\alpha_{\text{исх}}}_{2-3} \rightarrow \underbrace{\alpha_{3-F} + \beta_G}_{3-4}$$

Процесс кристаллизации начинается из исходной жидкости ($L_{\text{исх}}$), в интервале между точками $1-2$ имеются две фазы: жидкость, кон-

центрация которой меняется от 1 до *b*, и кристаллы α переменной концентрации от *a* до 2. В интервале температур между точками 2—3 находятся кристаллы α исходной концентрации. В интервале 3—4 наступает вторичная кристаллизация. В равновесии находятся α -твердый раствор переменной концентрации 3—*F* и кристаллы β концентрации *G*.

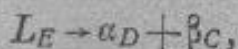
Кристаллы β , выделившиеся из твердого раствора в результате вторичной кристаллизации, называются вторичными кристаллами, обозначаются часто символом β_{II} в отличие от первичных β -кристаллов (β_I), выделяющихся из жидкости по линии *EB* (см. фиг. 61).

Уместно здесь будет отметить, что сплав, концентрация которого лежит левее точки *F*, не будет иметь вторичных выделений β -кристаллов.

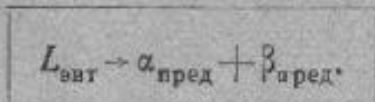
Так как линия *CG* в отличие от линии *FD* вертикальна, т. е. растворимость компонента *A* в *B* не зависит от температуры, то вторичных выделений α -кристаллов нет, но они были бы, если бы линия *CG* была наклонена вправо, т. е. растворимость уменьшилась бы с повышением температуры.

Точка *D* для твердого раствора α показывает максимальную предельную растворимость компонента *B* в компоненте *A* при наиболее благоприятных условиях. Аналогичное значение имеет и точка *C* для твердого раствора β .

Кристаллизация сплава *II*. При кристаллизации этого сплава в отличие от предыдущего при достижении горизонтальной линии *DEC* наступает неинвариантная реакция. В равновесии находятся три фазы — жидкость *E*, α -кристаллы *D* и β -кристаллы *C*. По достижении этой температуры выделяющиеся кристаллы α принимают концентрацию точки *D*, а жидкость — концентрацию *E*. Наступает эвтектическая реакция. Жидкость *E* выделяет кристаллы обоих твердых растворов:

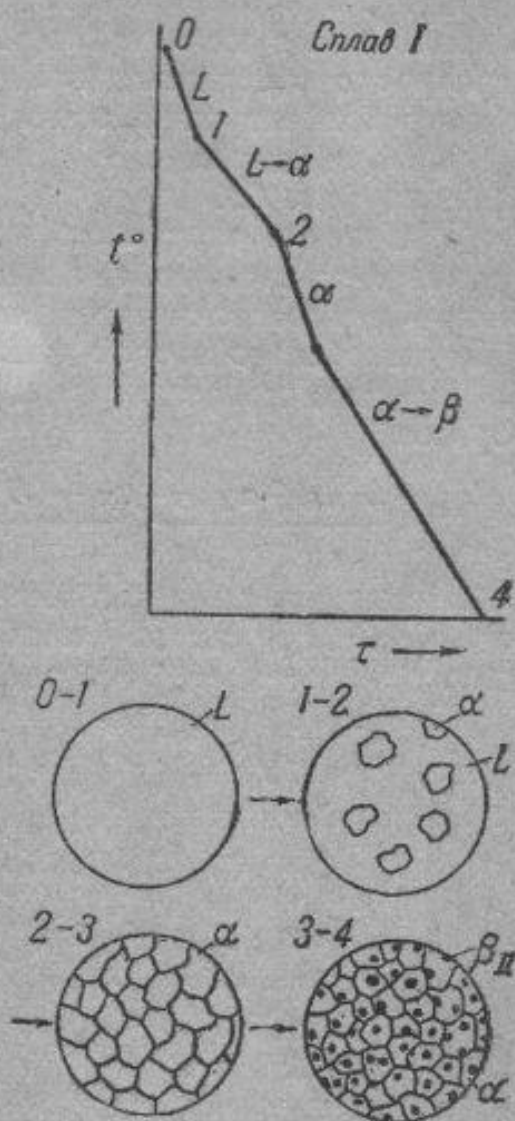


или в более общем виде эвтектическую реакцию можно написать так:



Реакция эта неинвариантна, так как при двух компонентах в реакции участвуют три фазы ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$).

Концентрация участвующих в реакции всех трех фаз определенная (проекция точек *E*, *D* и *C*) и температура превращения постоянная.



Фиг. 62. Кривая охлаждения сплава, дающего при кристаллизации твердый раствор с последующим выделением вторичной фазы, и схема структур.

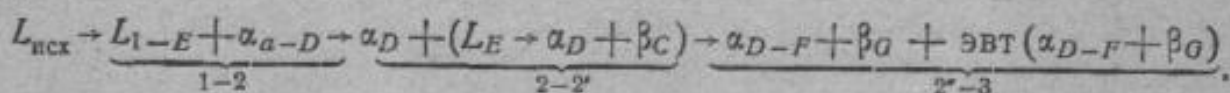
В результате кристаллизации сплава II получается, кроме первичных кристаллов α концентрации D, эвтектика $\alpha + \beta$ концентрации D и C (твердые растворы предельно насыщены).

При дальнейшем охлаждении вследствие изменения растворимости α кристаллы выделяют вторичные кристаллы β и при нормальной температуре α -кристаллы (как первичные, так и входящие в эвтектику) примут концентрацию точки F.

Кривая охлаждения сплава II и схема структур этого сплава показаны на фиг. 63.

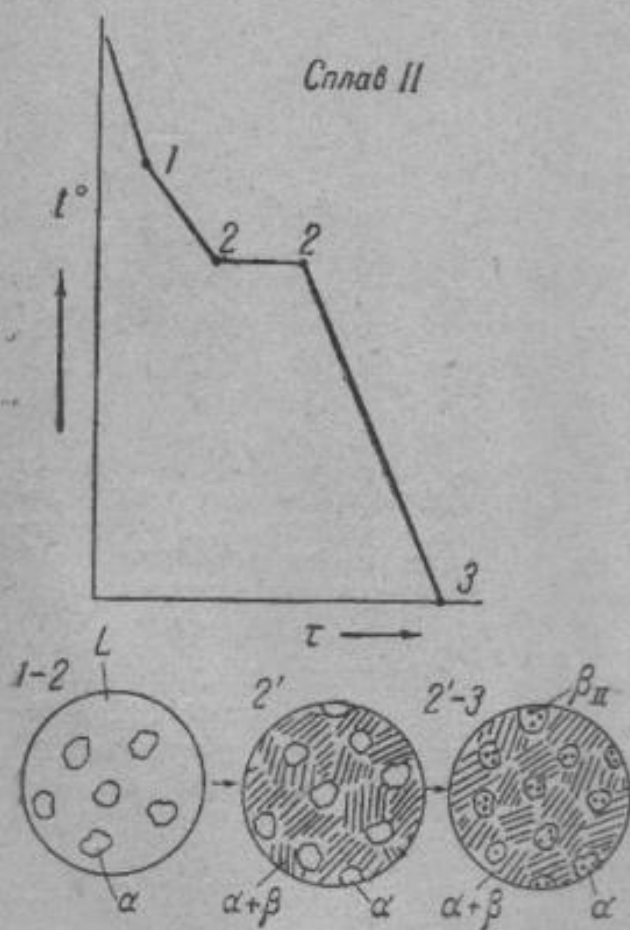
Выделение вторичных кристаллов из эвтектических составляющих β из α -кристаллов, входящих в эвтектику) обычно не обнаруживается при микроскопическом исследовании, так как вторичные выделения объединяются со второй фазой эвтектики.

Процесс кристаллизации сплава II можно записать следующим образом:



Несмотря на многообразие структурных составляющих у окончательно охлажденного сплава (первичный α твердый раствор, вторичные кристаллы β твердого раствора, эвтектика $\alpha + \beta$) существуют

только две фазы $\alpha + \beta$, и правило фаз, если его применить ниже линии DE, покажет все количество α -фазы и все количество β -фазы независимо от того, в какой структурной форме они находятся.



Фиг. 63. Кривая охлаждения доэвтектического сплава и схемы структур.

б. Диаграмма с перитектикой

При эвтектическом превращении жидкость кристаллизуется в две твердые фазы. Возможен и другой тип невариантного превращения, когда жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образует новый вид кристаллов. Реакция подобного типа называется *перитектической*.

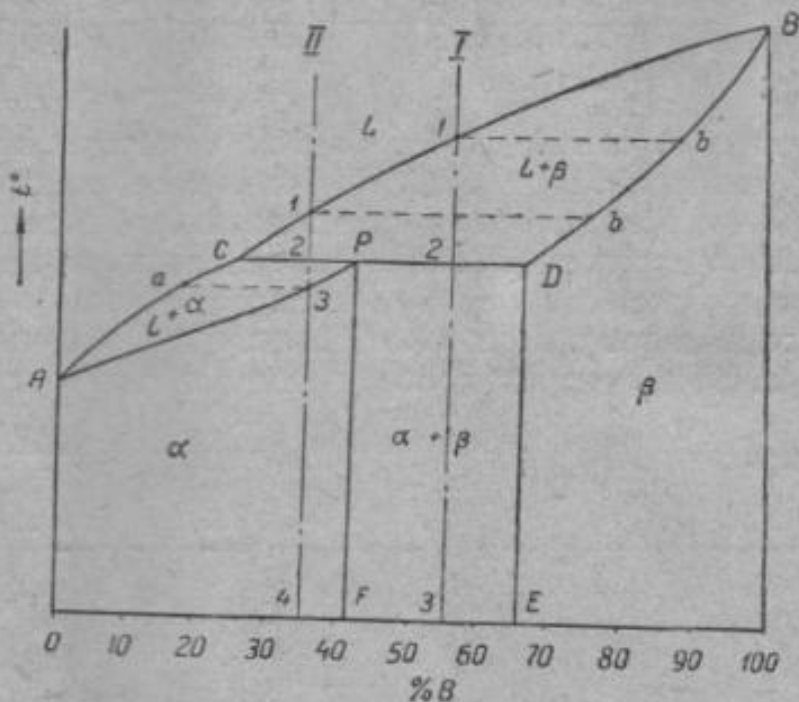
Диаграмма с перитектическим превращением показана на фиг. 64.

На диаграмме показаны три однофазные области — жидкость и ограниченные твердые растворы α и β .

Линия ACB является линией ликвидус, линия APDB — линией солидус.

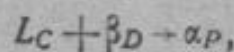
Кристаллизация сплава I. Кристаллизация начинается с точки I, когда из жидкости выпадают кристаллы β -раствора состава точки b. Затем по мере течения кристаллизации жидкость меняет свою

концентрацию по ликвидусу от точки *I* до точки *C* и кристаллы β — по солидусу от точки *b* до точки *D*. По достижении перитектической горизонтали жидкость примет концентрацию *C*, а кристаллы β — концентрацию *D*. Эти обе фазы реагируют и дают третью фазу α , концентрация

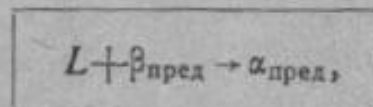


Фиг. 64. Диаграмма состояния III рода.

которой определяется точкой *P* — третьей точкой на горизонтали. Перитектическая реакция изображается следующим образом:



или в более общем случае



так как точки *D* и *P* показывают предельную концентрацию твердых растворов α и β (для простоты линии предельной растворимости даны вертикальными). Количество участвующих в перитектической реакции кристаллов β и жидкости определяется соотношением

$$\frac{\text{количество } \beta}{\text{количество } L} = \frac{2 - C}{2 - D}.$$

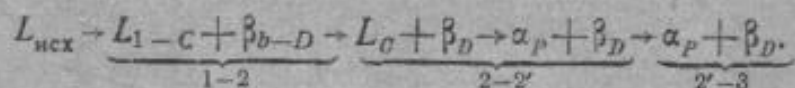
По окончании реакции в избытке остаются β -кристаллы. Следовательно, в структуре будут продукты перитектической реакции (т. е. α -кристаллы) и оставшиеся избыточные первичные β -кристаллы. Чем ближе точка 2 лежит к точке *P*, тем меньше в реакции остается избыточных β -кристаллов. Для сплава, проходящего через точку *P*, соотношение перитектически реагирующих жидкости и β -кристаллов таково, что оно как раз достаточно для образования α -кристаллов предельной концентрации.

На фиг. 65 показана кривая охлаждения сплава *I*.

Отдельные моменты кристаллизации показаны на схемах структур. Перитектическая кристаллизация (средняя схема) характерна тем, что новая α -фаза появляется на границе реагирующих жидкостей и β -кри-

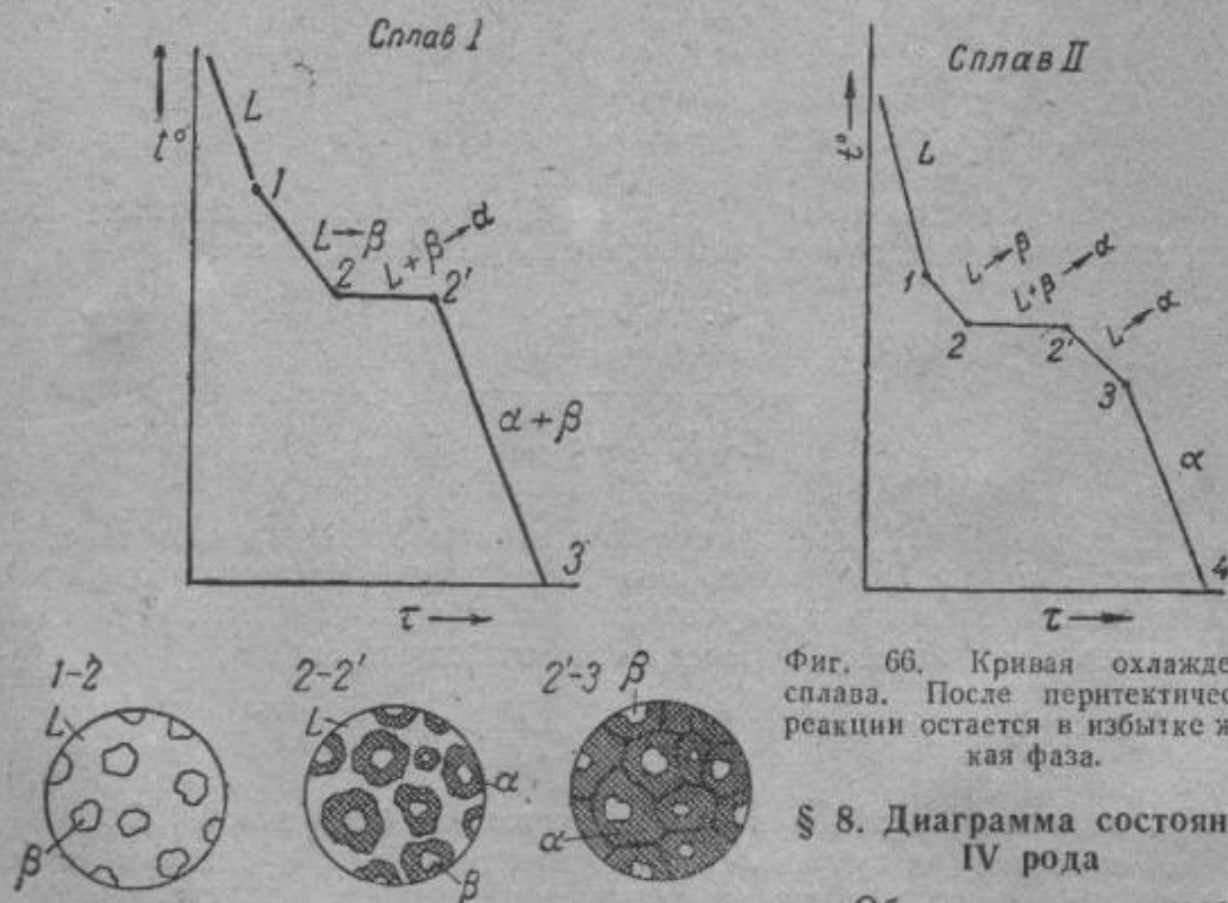
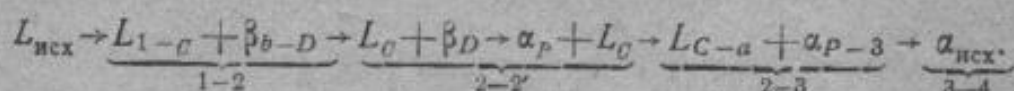
сталлов. Для сплава I перитектическая реакция заканчивается исчерпанием жидкой фазы.

Процесс кристаллизации сплава I записываем следующим образом:



Кристаллизация сплава II (фиг. 66). Отличие кристаллизации этого сплава от сплава I состоит в том, что при перитектической температуре имеется избыток жидкой фазы в сравнении с тем количеством, которое необходимо для образования α -кристаллов. Поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпанием β -твердого раствора, и оставшаяся жидкость в интервале между точками 2'—3 кристаллизуется в α -фазу. При этом концентрация жидкости меняется по кривой C—a, а концентрация образующихся α -кристаллов — по кривой P—3.

Процесс кристаллизации сплава II записывается так:



Фиг. 65. Кривая охлаждения сплава, в котором после окончания перитектической реакции остается в избытке твердый раствор, и схемы структур.

Фиг. 66. Кривая охлаждения сплава. После перитектической реакции остается в избытке жидкая фаза.

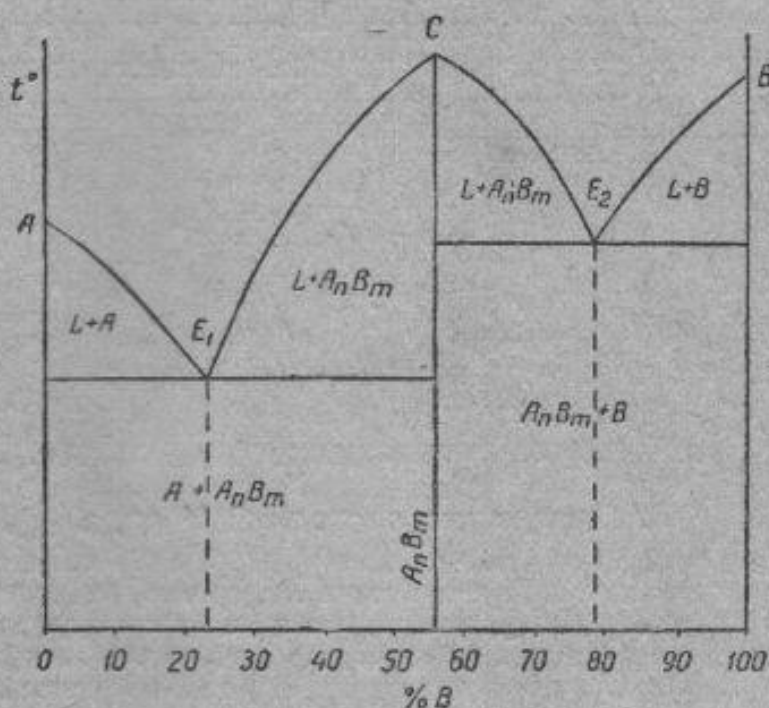
§ 8. Диаграмма состояний IV рода

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, нерастворимы в твердом и образуют устойчивое химическое соединение.

В нормальном химическом соединении должно соблюдаться простое кратное соотношение входящих в него элементов. Если компоненты A и B образуют химическое соединение $A_n B_m$, то, следовательно, для его образования входит n атомов A и m атомов B. Определен-

всему атомному соотношению соответствует и определенное их весовое соотношение. Следовательно, на оси концентрации в диаграмме состояния будет находиться вертикаль, точно соответствующая данному химическому соединению, левее и правее этой вертикали — избыток одного из компонентов.

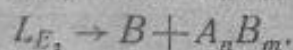
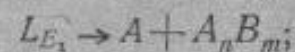
Если соединение устойчивое, оно может быть нагрето без разложения до своей температуры плавления. Химическое соединение плавится при постоянной температуре. Плавление химического соединения при постоянной температуре вполне отвечает правилу фаз. Можно та-



Фиг. 67. Диаграмма состояния IV рода.

кую систему рассматривать как однокомпонентную (один компонент — химическое соединение), тогда при плавлении $c = k - f + 1 = 1 - 2 + 1 = 0$. Если соединение рассматривать как двухкомпонентную систему (A и B — компоненты системы), то так как изменение концентрации невозможно, единица в уравнении правила фаз будет занята и $c = k - f + 1 + 0 = 2 - 2 + 0 = 0$.

На фиг. 67 показана диаграмма состояния IV рода с устойчивым химическим соединением $A_n B_m$. Точка C соответствует температуре плавления химического соединения. На диаграмме имеются две эвтектические точки E_1 и E_2 . Эвтектика E_1 представляет собой смесь кристаллов компонента A и химического соединения, а эвтектика E_2 — кристаллов B и химического соединения. Соответствующими реакциями образования эвтектических смесей являются:



На линиях $E_1 C$ и $C E_2$ выделяются первичные кристаллы химического соединения. Следовательно, заэвтектические сплавы в отношении эвтектики E_1 и доэвтектические сплавы в отношении эвтектики E_2 в твердом состоянии состоят из первичных кристаллов $A_n B_m$ и эвтектики E_1 или E_2 .

Кристаллизация сплавов на этой диаграмме происходит совершенно аналогично кристаллизации сплавов по первой диаграмме, только выделяются не кристаллы чистых компонентов A и B , а кристаллы компонента A и химического соединения. Таким образом диаграмма IV рода представляет собой как бы составленные вместе две диаграммы I рода, и совершенно свободно можно разделить диаграмму на две части по вертикали, соответствующей химическому соединению, и изучать каждую часть диаграммы отдельно.

Вертикаль A_nB_m на диаграмме соответствует простому кратному соотношению в атомных процентах и в зависимости от атомного соотношения и атомных весов компонентов — определенному весовому соотношению. Обычно на диаграммах на оси абсцисс откладываются весовые проценты. Для пересчета весовых процентов на атомные пользуются следующими формулами:

$$\alpha = \frac{aB_1}{aB_1 + bA_1} 100;$$

$$\beta = \frac{bA_1}{bA_1 + aB_1} 100,$$

где a и b — весовые проценты компонентов A и B ;

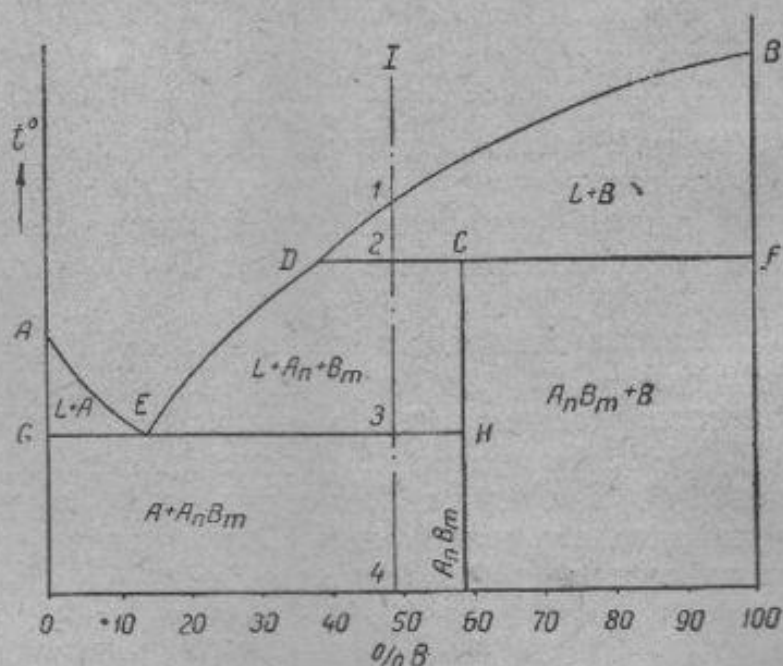
A_1 и B_1 — их атомные веса;

α и β — искомое атомное соотношение их в сплаве.

§ 9. Диаграмма состояний V рода

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, нерастворимы в твердом и образуют неустойчивое химическое соединение.

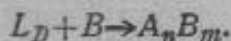
В отличие от химического соединения (диаграмму с таким химическим соединением мы рассмотрели в предыдущем параграфе) на фиг. 68 приводится диаграмма состояний, где два компонента образуют неустойчивое химическое соединение, которое не плавится, а разлагается на жидкость и один из компонентов.



Фиг. 68. Диаграмма состояния V рода.

На линии DCF находятся в равновесии три фазы: жидкость концентрации D , кристаллы компонента B и кристаллы химического соединения A_nB_m .

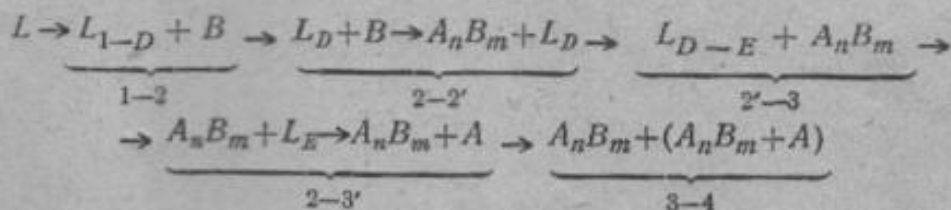
При нагреве неустойчивое химическое соединение A_nB_m распадается на жидкость концентрации D и кристаллы B . При охлаждении, следовательно, произойдет обратная реакция:



Реакция эта подобна перитектической, жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами, но дает не новый твердый раствор, как в случае перитектической реакции, а химическое соединение.

Процесс кристаллизации сплава *I* будет протекать следующим образом: в точке *1* начинается кристаллизация, выпадают кристаллы *B*, и жидкость меняет свою концентрацию по кривой *1—D*. В точке *2* при постоянной температуре образуется неустойчивое химическое соединение по уравнению, приведенному выше. По окончании реакции в избытке остается жидкость, которая кристаллизуется с выделением соединения $A_n B_m$ до тех пор, пока концентрация жидкости не достигнет точки *E*. Тогда оставшаяся жидкость кристаллизуется в эвтектику, состоящую из кристаллов *A* и химического соединения. На кривой, следовательно, мы будем иметь две площадки (фиг. 69): верхняя соответствует образованию неустойчивого химического соединения, нижняя — образованию эвтектики $A + A_n B_m$.

Преобразования в этом сплаве выражаются следующими формулами:



При быстром охлаждении может не завершиться реакция образования химического соединения и останется часть первичных кристаллов *B*, не успевшая превратиться. При последующем охлаждении эти кристаллы также останутся непревращенными; по достижении эвтектической температуры будут уже четыре фазы и степень свободы получит отрицательное значение (что невозможно). Из этого примера следует, что для неравновесного состояния правило фаз неприменимо. Если система не подчиняется правилу фаз (имеется больше фаз, чем этого следовало ожидать), это в первую очередь указывает на неравновесность состояния.

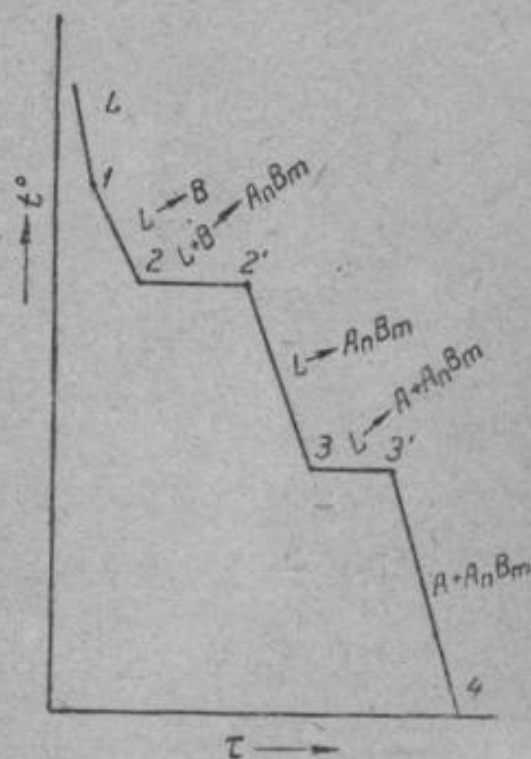
§ 10. Диаграмма состояний с полиморфными превращениями

В приведенных выше диаграммах рассматривались первичные превращения — превращения, связанные с процессом кристаллизации жидкого сплава.

При вторичной кристаллизации (диаграммы состояний III рода) вследствие изменения растворимости с изменением температуры выделяются вторичные кристаллы.

Вторичная кристаллизация наблюдается и в том случае, если хотя бы один из компонентов претерпевает аллотропические превращения. Таким образом, помимо распада твердого раствора вследствие изменения растворимости, наблюдаются превращения в твердом состоянии во всех диаграммах состояния, если хотя бы один из компонентов обладает полиморфизмом (т. е. в диаграммах, где компонентами являются железо, олово, кобальт, марганец и некоторые другие элементы).

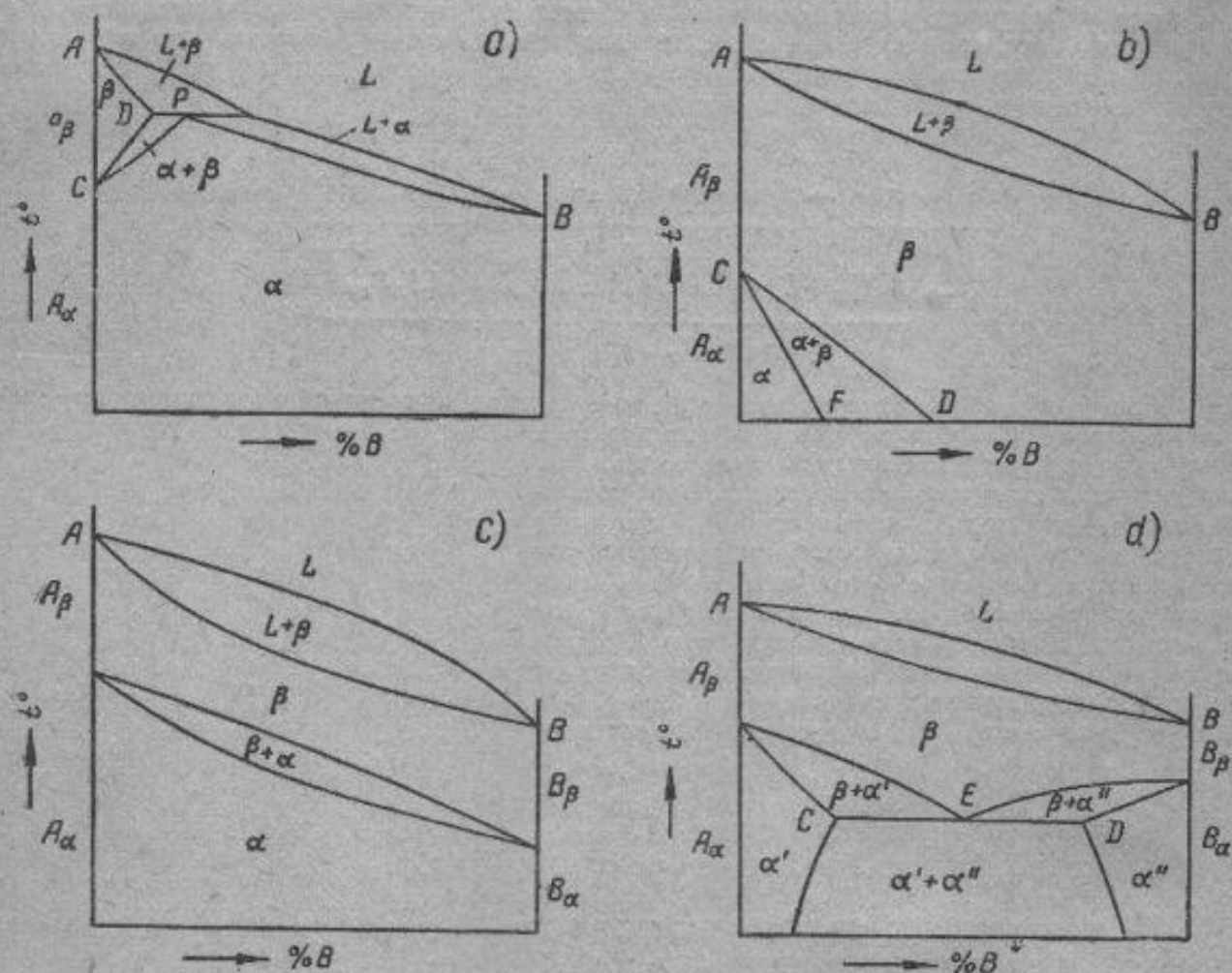
Диаграммы с полиморфными превращениями являются как бы двойными («двухэтажными»). Верхняя диаграмма соответствует первичной кристаллизации, нижняя — вторичной.



Фиг. 69. Кривая охлаждения сплава, у которого образуется неустойчивое химическое соединение.

Форма и тип диаграммы состояния зависят от соединений, образующихся между аллотропическими формами обоих компонентов. Рассмотрим некоторые, наиболее типичные случаи и возможные формы диаграммы состояния (фиг. 70).

Предположим, что компонент A имеет две модификации A_1 и A_2 ; первая модификация (существующая при низкой температуре) изоморфна компоненту B и может образовать с ним неограниченный твер-



Фиг. 70. Диаграммы состояний с полиморфными превращениями.

дый раствор (фиг. 70, a). Область CDP — область существования двух твердых растворов α и β . Концентрация каждого из них определится кривыми CD и CP . Горизонтальная линия DPF — линия перитектического образования α -твердого раствора.

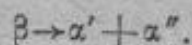
Если кристаллы компонента B будут изоморфны высокотемпературной модификации A , то диаграмма примет вид, изображенный на фиг. 70, b. Область CDF — область существования в равновесии двух твердых растворов.

Если A и B имеют по две модификации, причем A и B_1 так же, как и A_2 и B_2 изоморфны и образуют неограниченный ряд твердых растворов, то диаграмма в таком случае примет иной вид (фиг. 70, c). Она является удвоенной диаграммой II рода. У всех сплавов кристаллизуется сначала β -раствор, а затем β -твердый раствор превращается в интервале температур в α -твердый раствор.

Если низкотемпературные модификации ограниченно растворимы друг в друге, а высокотемпературные модификации неограниченно рас-

творимы друг в друге, то получим сдвоенную диаграмму II и III родов (фиг. 70, d). Превращение в твердом состоянии будет протекать так же, как и кристаллизация в жидком (что подробно рассматривалось в § 7), и будет лишь отличаться большей склонностью к переохлаждению.

При температуре CED происходит распад твердого раствора β с одновременным выделением α' и α'' твердых растворов:



Превращение протекает аналогично кристаллизации эвтектики, но исходным маточным раствором является не жидкость, а твердый раствор. В отличие от кристаллизации из жидкости эвтектики подобное превращение называется не эвтектическим, а *эвтектоидным*, а смесь полученных кристаллов — *эвтектоидом*.

§ 11. Системы с тремя компонентами

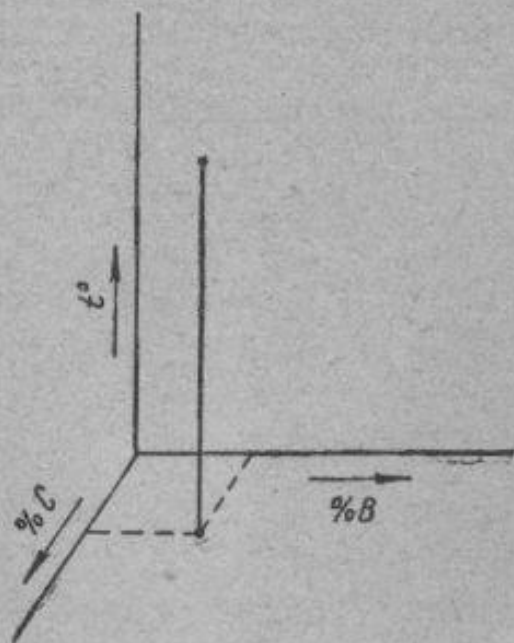
Техника в настоящее время не ограничивается применением чистых металлов и двойных сплавов. В большинстве случаев практически применяемые сплавы являются сплавами трех компонентов и более. Поэтому естественно возникает необходимость изучения тройных и более сложных систем.

Как мы видели выше, для однокомпонентной системы необходимо одно измерение (см. фиг. 47), для двухкомпонентной — плоскость (см. фиг. 48). Диаграмма состояния с тремя компонентами изображается в пространстве, при этом одна ось будет показывать изменение содержания одного компонента, другая — другого и третья ось — температурная (фиг. 71) (если содержание двух компонентов задано, то содержание третьего определено: $C = 100 - A - B$).

На вертикальной оси (фиг. 71) наносятся точки фазовых превращений сплава. Имея достаточное количество сплавов, можно точки одинаковых превращений объединить в одни поверхности. Таким образом диаграмма, изображенная в пространстве, будет состоять из различных поверхностей, которые будут заключать объемы одинаковых фазовых состояний. На диаграмме, следовательно, будем иметь объем, соответствующий жидкому состоянию, который отделяется от жидкого состояния + кристаллическое *поверхностью ликвидус*. Жидкое состояние + кристаллическое отделится от целиком кристаллического состояния *поверхностью солидус*.

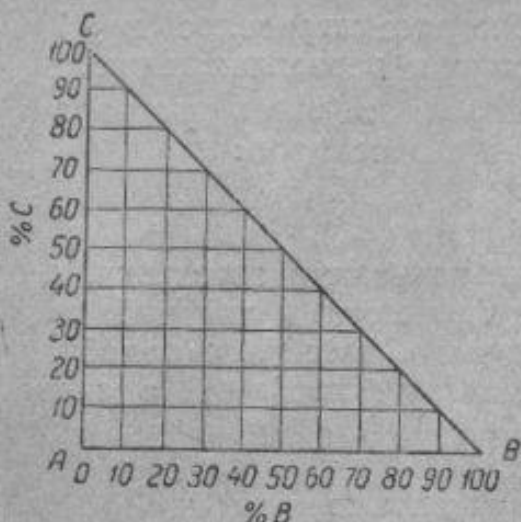
В полном виде тройная диаграмма изображается пространственной моделью.

Изучение тройных систем начнем со способов изображения концентрации. Можно воспользоваться прямоугольной системой координат. Вершина координат соответствует чистому компоненту A , а по осям откладываются концентрации B и C (фиг. 72) совершенно так же, как это производилось применительно к двойным системам (фиг. 48). Край-



Фиг. 71. Координаты для трехкомпонентной системы.

ние точки на обеих осях соответствуют чистым компонентам B и C . Если масштаб на обеих осях одинаков, то точки B и C одинаково удалены от начала координат.

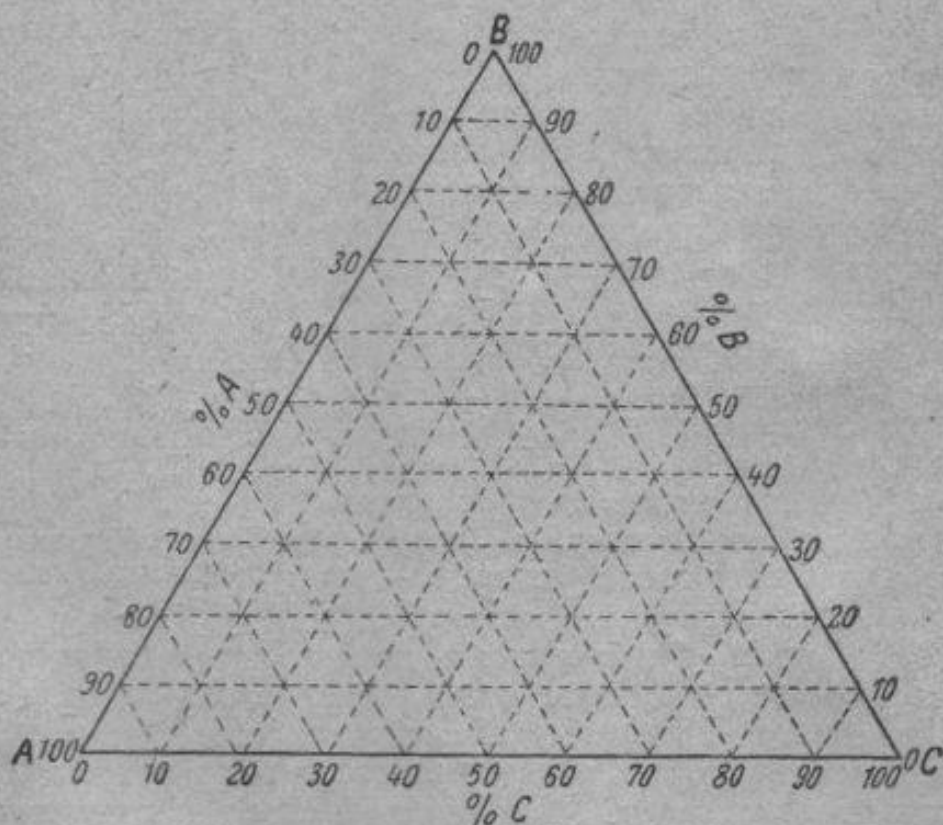


Фиг. 72. Концентрационный треугольник (прямоугольный).

Двойные сплавы $A-C$ и $A-B$ лежат на осях координат и могут иметь одинаковый масштаб; тройной же сплав $B-C$ должен расположиться на гипотенузе прямоугольного треугольника.

Недостатком такого метода изображения является различие масштабов для концентраций отдельных компонентов и применяется он, главным образом, при изображении не всей диаграммы состояния, а только части ее для сплавов, богатых компонентом A .

Для полного изображения всей тройной системы, так чтобы изменение концентрации каждого компонента измерялось в одинаковом масштабе, используются косоугольные координаты с углом 60° . В этом случае вместо прямоугольного треугольника получается равносторонний треугольник, на который наносится сетка концентраций и который называется *концентрационным треугольником* (фиг. 73).



Фиг. 73. Концентрационный треугольник (равносторонний).

При определении концентрации тройного сплава надо предположить, что вершины равностороннего треугольника соответствуют чистым компонентам A , B и C . На линии AB расположены двойные сплавы A и B . Аналогично на сторонах BC и AC имеем бинарные системы BC и AC . Внутри треугольника расположены тройные сплавы.

В каждом тройном сплаве сумма концентраций трех компонентов является постоянной величиной, т. е.

$$\%A + \%B + \%C = 100\%$$

Так же как и для двойных сплавов АВ

$$\%A + \%B = 100\%$$

и равен стороне АВ.

Следовательно, за 100% принимается сторона треугольника $AB = AC = BC = 100\%$.

Если через заданную точку O , лежащую внутри треугольника, провести линии, параллельные сторонам (фиг. 74), то из элементарного геометрического построения видно, что расходящиеся из точки O под углом в 120° отрезки a , b и c в сумме равны стороне треугольника, т. е.

$$a + b + c = AB = AC = BC = 100\%$$

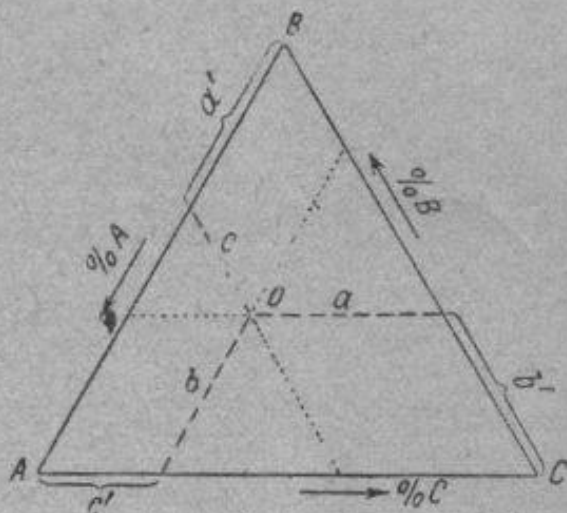
Так как сторона треугольника показывает нам количество всего сплава, то и сумма $a + b + c$ также показывает количество всего сплава, а каждый член в этой сумме показывает количество (концентрацию в сплаве) одного из компонентов.

В двойной системе по мере приближения концентрационной точки к началу координат, например, к точке A , лежащей на стороне AB , содержание компонента A увеличивается, а B — уменьшается. Соответственно в тройной системе по мере приближения точки, расположенной внутри треугольника, к вершине A отрезок a увеличивается, а отрезки b и c уменьшаются. Когда такая точка окажется на стороне AB , сплав будет бинарным ($A+B$), отрезок c станет равным нулю. Когда точка сольется с вершиной треугольника, мы будем иметь чистый компонент A , отрезки c и b будут равны нулю, а отрезок a будет равен стороне AB , или 100%.

Следовательно, отрезок a соответствует содержанию (концентрации) в тройном сплаве компонента A . Соответственно отрезок b — содержание компонента B и отрезок c — содержание компонента C .

Следовательно, чтобы определить концентрацию компонентов в тройном сплаве, через данную точку проводят линии, параллельные сторонам треугольника. По отрезку, опущенному на противоположную сторону, определяют содержание одного из компонентов (т. е. по отрезку, опущенному на сторону BC , определяют содержание компонента A и т. д.).

Для удобства на сторонах треугольника, по вращению или против вращения часовой стрелки, откладывают содержание компонентов A , B и C . Концентрационные отрезки a , b и c проектируются на стороны, показывающие изменение соответствующего компонента. Отрезки a' , b' и c' , лежащие на сторонах треугольника, соответственно равны концентрационным отрезкам a , b и c и показывают состав сплава (отрезок a' — концентрацию компонента A , b' — B и c' — C).

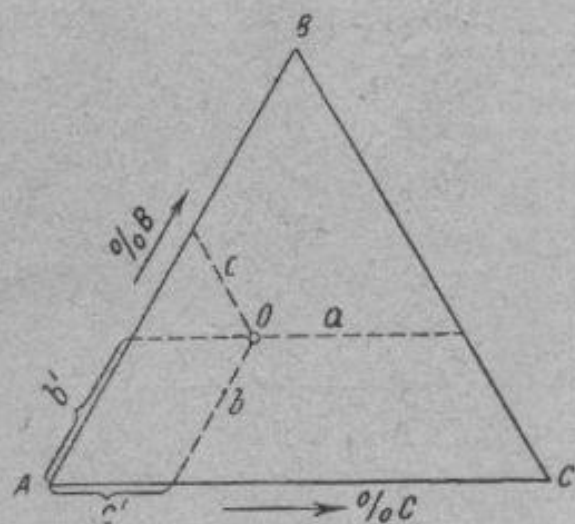


Фиг. 74. Определение концентрации сплава в равностороннем концентрационном треугольнике.

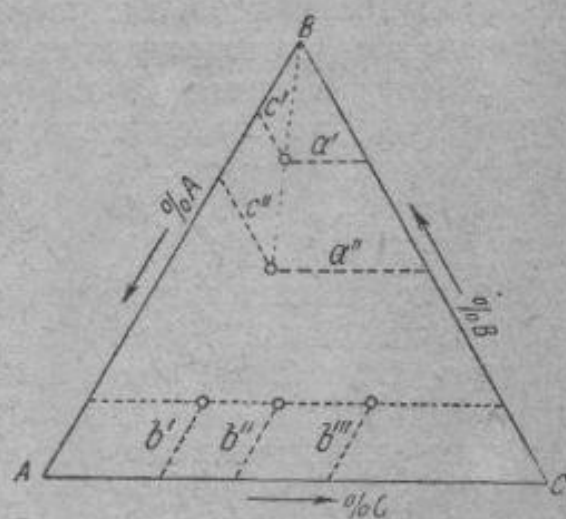
В большинстве случаев удобнее концентрации C и B откладывать по сторонам, исходящим из вершины компонента A . Тогда линии, параллельные противоположной вершине, отсекают на сторонах отрезки, соответствующие количеству компонентов B и C в сплаве. Количество компонента A находится по разности

$$\%A = 100\% - \%B - \%C.$$

Для сплава O количество компонента B выражается отрезком b' , компонента C — отрезком c' , так как очевидно, что отрезок $b' = b$ и $c' = c$ (фиг. 75).



Фиг. 75. Определение концентрации сплава в равностороннем концентрационном треугольнике.



Фиг. 76. Сечения концентрационного треугольника.

Если возьмем серию сплавов, лежащих на прямой, параллельной одной из сторон треугольника, например стороне AC (фиг. 76), то нетрудно видеть, что во всех этих сплавах концентрационные отрезки, опущенные на сторону AC , т. е. отрезки, показывающие содержание компонента B , равны. Следовательно, все сплавы, лежащие на линии, параллельной стороне AC , имеют постоянное содержание компонента B .

Если взять серию сплавов, лежащих на линии, проходящей через вершину треугольника, например, через вершину B , то из закона подобия треугольников получим для всех сплавов, лежащих на этой линии, постоянное отношение отрезков

$$\frac{c'}{a'} = \frac{c''}{a''} \text{ и т. д.,}$$

т. е. для всех сплавов, лежащих на прямой, проходящей через вершину B , будет постоянное соотношение компонентов A и C . Итак, анализ концентрационного треугольника показывает, что:

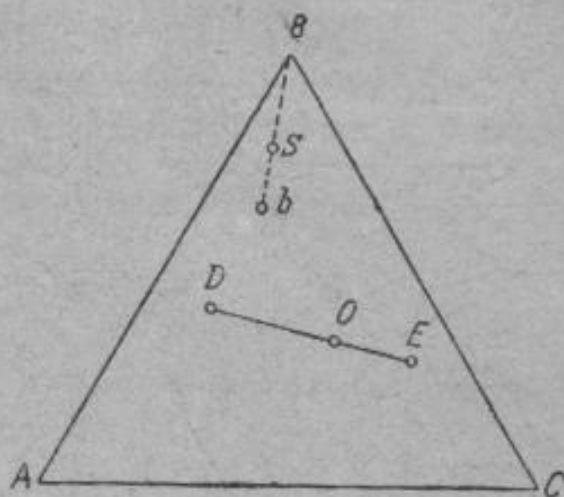
- 1) в вершинах треугольника лежат чистые компоненты A , B и C ;
- 2) на сторонах треугольника лежат двойные сплавы;
- 3) внутри треугольника лежат тройные сплавы;
- 4) сплавы на линии, параллельной стороне треугольника, имеют постоянную концентрацию того компонента, который лежит против этой прямой;
- 5) сплавы на линии, проходящей через вершину треугольника, содержат постоянное количество двух других компонентов.

На фиг. 73 был приведен концентрационный треугольник с заранее нанесенной сеткой для определения концентрации тройного сплава.

Процесс кристаллизации в тройных системах подчиняется тем же основным правилам, как и в двойных сплавах, т. е. правилу фаз и правилу отрезков, только применение последнего несколько затрудняется более сложным изображением системы (в пространстве).

Приведем пример для объяснения правила отрезков (которое в отношении к тройным системам, может быть, удобнее именовать правилом прямой линии).

Если даны два бинарных сплава 60% *B* и 40% *B*, то, сплавляя их, получим третий бинарный сплав, концентрация которого лежит между 40 и 60% *B* (в нем не может быть *B* меньше 40% и больше 60%), т. е. если имеем два сплава *C* и *D* (см. фиг. 48), то концентрация третьего сплава, полученного путем сплавления этих двух сплавов, будет лежать между этими двумя точками.



Фиг. 77. Иллюстрация правила отрезков в тройной системе.

Если даны два тройных сплава *D* и *E*, то третий сплав, полученный сплавлением этих двух сплавов, будет лежать на линии, соединяющей точки *D* и *E* (фиг. 77).

Чем больше будет взято сплава *E*, тем ближе будет лежать точка *O*, характеризующая концентрацию полученного сплава, к точке *E*.

Если взять *n*-е количество сплава *E* и *m*-е количество сплава *D*, то положение точки *O* определится из соотношения:

$$\frac{n}{m} = \frac{OD}{OE},$$

что является уже известным нам уравнением правила отрезков (§ 5).

Если предположить обратный процесс (например, сплав *O* распадается на две фазы *D* и *E*), то концентрационные точки этих сплавов будут лежать на одной прямой *DOE* и количество фазы *D* определится отрезком *OE*, а фаза *E* — отрезком *OD*, если отрезок *ED* показывает все количество всего сплава.

Если из жидкости *S* (фиг. 77) выделяются кристаллы чистого компонента *B*, то состав оставшейся жидкости изменяется по прямой, являющейся продолжением линии *BS*. Если в какой-то момент кристаллизации концентрация жидкости приняла значение точки *b*, то это значит, что в этот момент кристаллизации количество выпавших кристаллов *B* так относится к количеству оставшейся жидкости, как отрезок *SB* к *Sb* (иными словами, отрезок *Sb* показывает количество выпавших кристаллов *b*).

Если сплавляются вместе три тройных сплава *D*, *E* и *F*, то концентрационная точка получающегося сплава *O* будет лежать внутри треугольника *DEF* (фиг. 78).

Это нетрудно доказать. Сплавляя вначале сплавы *D* и *E*, получим промежуточный сплав, концентрация которого будет определяться точкой на линии *DE*. Сплавляя этот промежуточный сплав со сплавом *F*, получаем сплав, концентрация которого будет лежать на линии, соединяющей точку *F* с какой-то точкой (в зависимости от состава промежуточного сплава), лежащей на линии *DE*, т. е. полученный сплав должен находиться внутри треугольника *DEF*. Или предположим, что

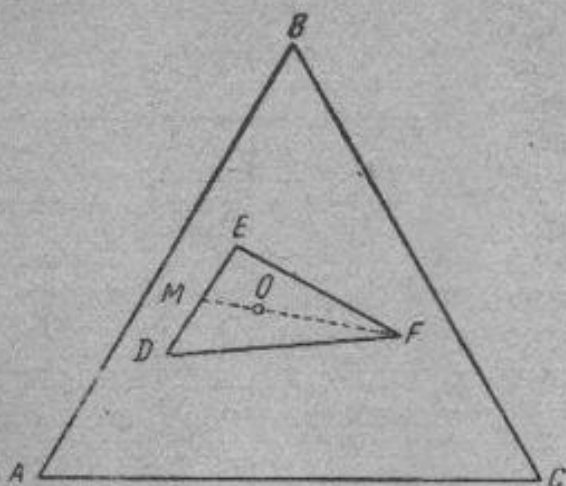
однофазный сплав O распадается на три фазы D , E и F , то при распадении он может дать только такие фазы, соединив концентрационные точки которых, получим треугольник, внутри которого расположена концентрационная точка исходного сплава O . Точка O лежит в точке центра тяжести треугольника DEF , если сплавляются три сплава E , D и F в равных количествах.

Применяя правило фаз к тройным системам, нужно учитывать, что $k=3$ (три компонента). Тогда максимальное количество одновременно существующих фаз (при постоянном давлении) равно 4 (инвариантное равновесие):

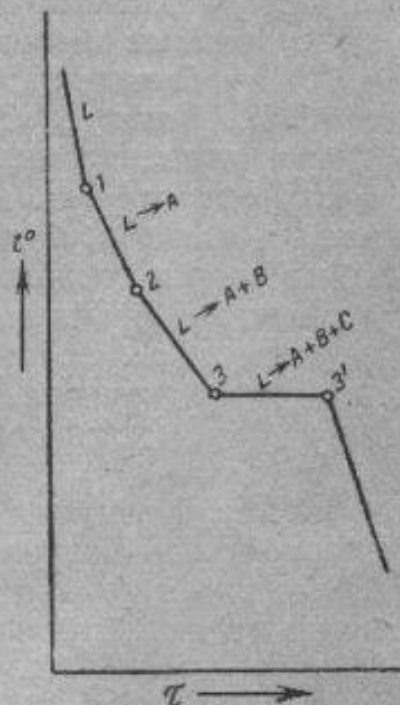
$$c = k - f + 1 = 3 - 4 + 1 = 0.$$

Следовательно, кристаллизация двойной эвтектики ($L \rightarrow A+B$) происходит в тройных сплавах в интервале температур, но каждой температуре соответствует определенная концентрация жидкости (моновариантная реакция)

$$c = k - f + 1 = 3 - 3 + 1 = 1.$$



Фиг. 78. Иллюстрация правила центра тяжести в тройной системе.



Фиг. 79. Кривая охлаждения тройного сплава с образованием двойной и тройной эвтектики, состоящих из чистых компонентов A , B и C .

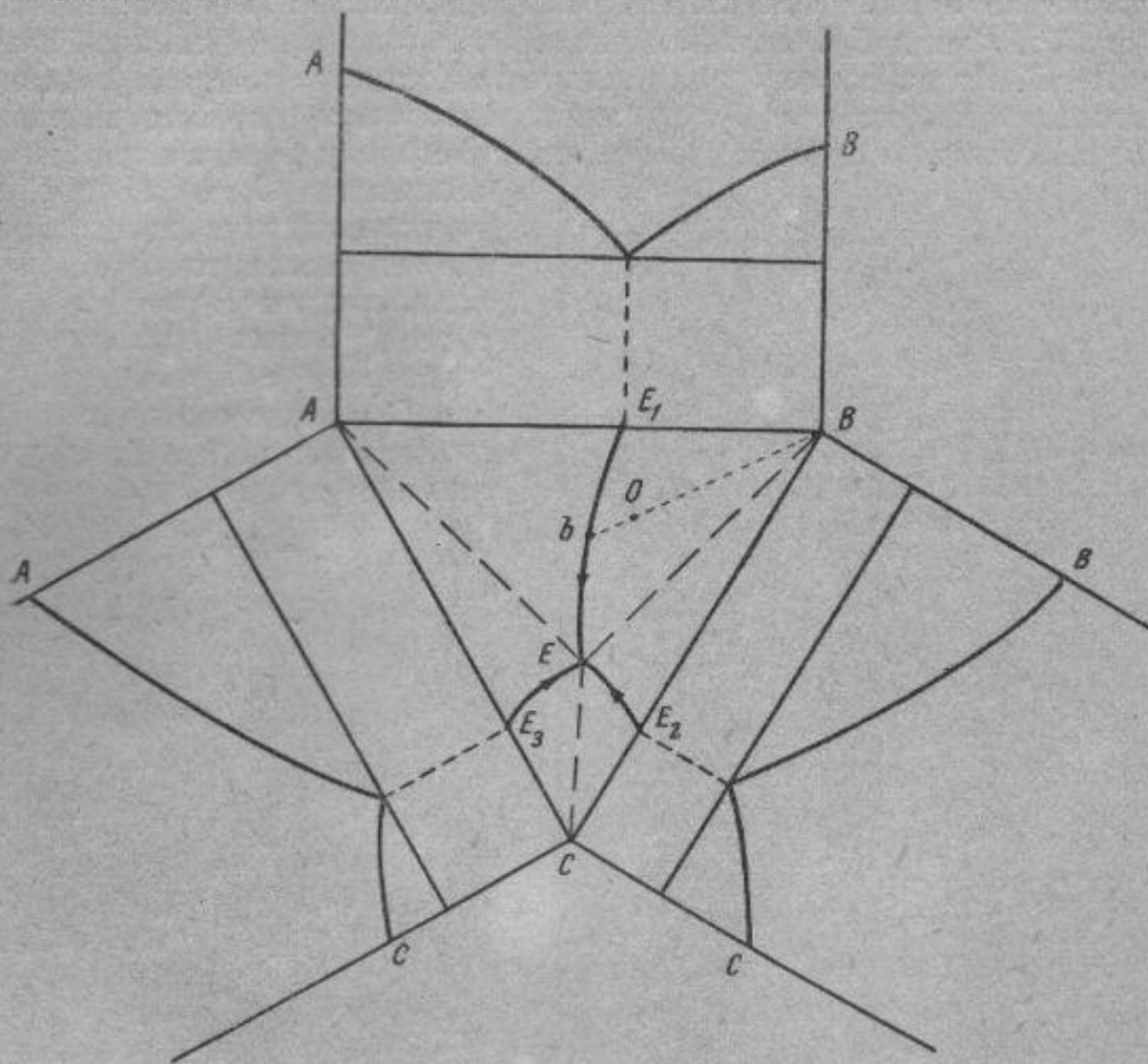
В тройных сплавах возможна также кристаллизация тройной эвтектики ($L \rightarrow A+B+C$), происходящая при постоянной температуре ($c=0$). Если представить себе, что систему образуют три компонента A , B и C , растворимые в жидком состоянии и нерастворимые в твердом, то кристаллизация в интервале температур будет происходить путем выделения одного компонента (например A) (фиг. 79), затем двух компонентов, т. е. кристаллизуется двойная эвтектика, что тоже происходит при переменной температуре. При постоянной температуре происходит только совместная кристаллизация трех компонентов (в виде тройной эвтектики $A+B+C$).

Тройные системы можно классифицировать по тем же принципам, что и двойные, учитывая растворимость компонентов в твердом и жидком состояниях и склонность их к образованию химических соединений. Очевидно, что диаграмм тройных систем различных типов будет гораздо больше, чем двойных. В задачу данного курса не входит рассмотрение разнообразных типов тройных диаграмм состояний, поэтому ограничимся рассмотрением в общих чертах процессов кристаллизации

в тройной системе, где все три компонента нерастворимы в твердом состоянии и не образуют химических соединений.

Следовательно, попарно компоненты A , B и C образуют диаграммы I рода.

В развернутом виде такая диаграмма показана на фиг. 80, а общий вид диаграммы в пространстве — на фиг. 81.



Фиг. 80. Диаграмма состояния трехкомпонентной системы. Компоненты нерастворимы в твердом состоянии и образуют тройную эвтектику.

Очевидно, что линия E_1B (фиг. 80) является проекцией линии ликвидус двойной системы AB при выделении из жидкости компонента B . Линия E_2B — проекция линии ликвидус двойной системы CB при выделении того же компонента B .

Точка E_1 будет проекцией эвтектической точки в двойной системе; линия E_1E показывает изменение положения точки двойной эвтектики ($L \rightarrow A+B$) под действием третьего компонента. Линия E_2E имеет то же значение в отношении эвтектики $B+C$.

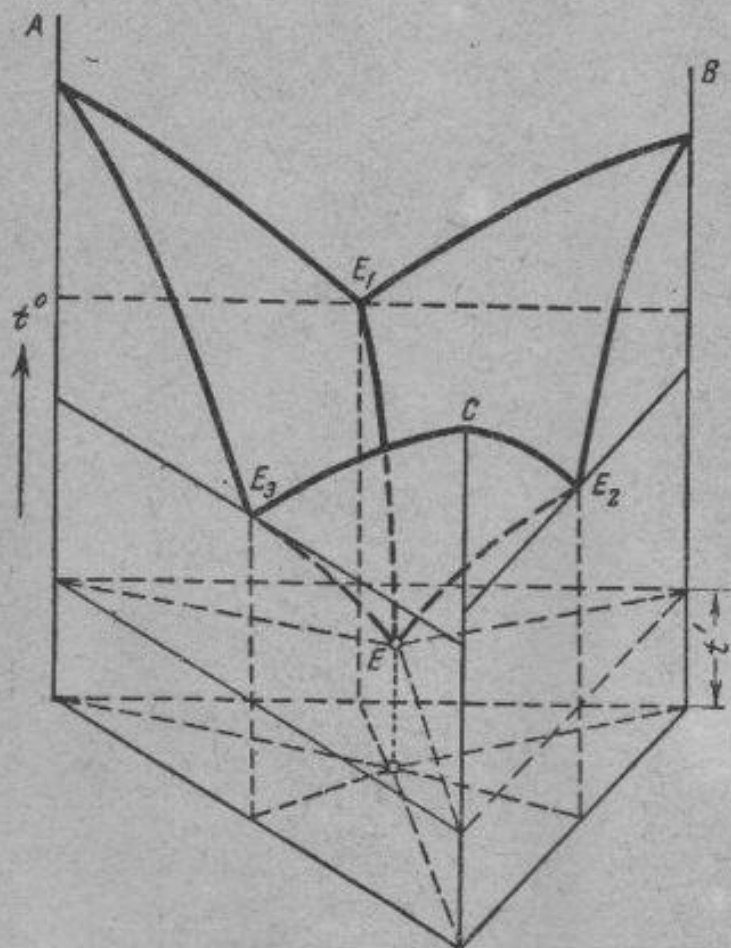
Итак, если на линии E_1B выделяются кристаллы B в двойной системе $A-B$, а на линии E_2B — кристаллы B в двойной системе $C-B$, то в тройных сплавах кристаллизация начнется выделением кристаллов B у всех сплавов, концентрационные точки которых лежат внутри E_1BE_2E .

Следовательно, поверхность E_1BE_2E (фиг. 81) является поверхностью ликвидуса, когда кристаллизуются первичные кристаллы B . По-

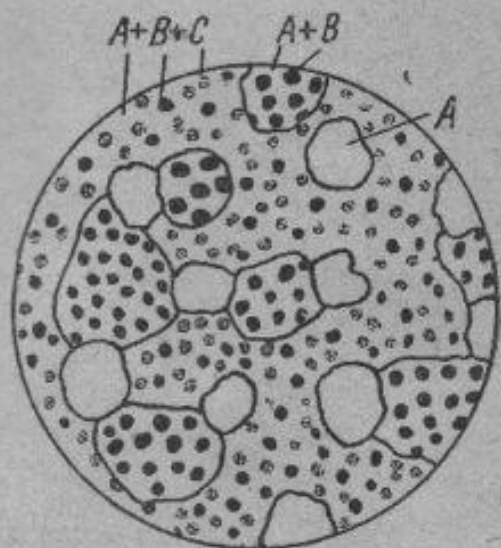
верхность AE_1EE_2 является поверхностью ликвидуса первичной кристаллизации A , поверхность CE_2EE_3 — поверхностью первичной кристаллизации C .

В соответствии с правилом прямой линии, если взять сплав O (фиг. 80), то из него будут выпадать кристаллы B . Состав жидкой фазы будет меняться по продолжению прямой BO до тех пор, пока состав жидкости не примет концентрацию точки, лежащей на эвтектической линии E_1E . Линия E_1E является линией кристаллизации двойной эвтектики $A+B$. Когда концентрация жидкости достигнет точки b (лежащей на линии E_1E), из нее будет кристаллизоваться двойная эвтектика $A+B$ и состав жидкости изменится в сторону увеличения в ней

компонента C до тех пор, пока концентрация жидкости не примет состав точки E . Жидкость состава E при температуре t' может находиться в равновесии с кристаллами A , B и C и, если отнимать тепло, то реакция пойдет в направлении стрелки:



Фиг. 81. Диаграмма состояний трехкомпонентной системы. Компоненты нерастворимы в твердом состоянии и образуют тройную эвтектику (пространственное изображение).



Фиг. 82. Схема структуры трехкомпонентного сплава с двойной и тройной эвтектикой из чистых компонентов.

Если соединить прямой линией точки E и B , то концентрационная точка нашего сплава O будет лежать внутри фигуры EBE_1 , прямая, соединяющая точку любого сплава, лежащего внутри этой фигуры, с вершиной B , упрется в линию E_1E , т. е. по выделении кристаллов B будет происходить выделение двойной эвтектики $A+B$ и затем тройной эвтектики $A+B+C$. Если концентрационная точка лежит внутри фигуры EBE_2 , то после выделения кристаллов B будет выделяться эвтектика $B+C$.

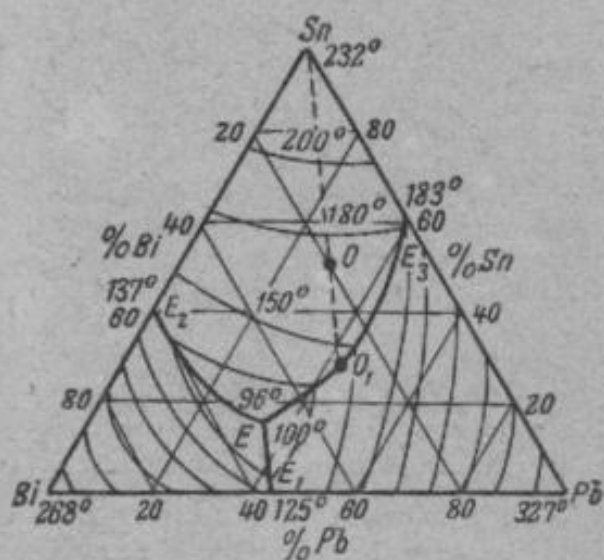
Таким образом можно установить три этапа кристаллизации нашего сплава: выделение первичных кристаллов (отрезок кривой 1—2, фиг. 79), выделение двойной эвтектики (отрезок 2—3) и выделение тройной эвтектики (отрезок 3—3').

Структура тройного сплава (схематически изображенная на фиг. 82) будет состоять из первичных кристаллов (кристаллы A), двойной эвтектики (кристаллы $A+B$) и тройной эвтектики ($A+B+C$).

Тройная эвтектика будет у всех тройных сплавов, кристаллизующихся по диаграмме фиг. 80—81. Природа первичных кристаллов и двойной эвтектики зависит от положения концентрационной точки сплава в той или иной области диаграммы.

Положение концентрационной точки в области	Структура	Положение ^А концентрационной точки в области	Структура
E_1BE	$B+(B+A)+(A+B+C)$	E_2CE	$C+(C+A)+(A+B+C)$
E_2BE	$B+(B+C)+(A+B+C)$	E_2AE	$A+(A+C)+(A+B+C)$
E_2CE	$C+(C+B)+(A+B+C)$	E_1AE	$A+(A+B)+(A+B+C)$

Конечно, двойные сплавы ($A+B$; $A+C$; $B+C$) не будут иметь в структуре тройной эвтектики. Сплавы, лежащие на линиях двойных эвтектик (E_1E ; E_2E ; E_3E), не будут иметь в структуре первичных кристаллов чистых компонентов; в этих сплавах кристаллизация сразу начнется выделением двойной эвтектики. Сплавы, лежащие на линиях, соединяющих точку тройной эвтектики и вершины треугольника, также не будут иметь в структуре двойной эвтектики. Применяя правила прямой линии, приходим к выводу, что в таких сплавах после выделения чистого компонента, когда начнется кристаллизация тройной эвтектики, жидкость примет концентрацию точки E . Наконец, сплав, отвечающий точке E , состоит только из одной тройной эвтектики. В данной системе это самый легкоплавкий сплав. Процесс кристаллизации начнется при температуре t' одновременным выделением кристаллов трех компонентов.



Фиг. 83. Диаграмма состояния Pb—Sn—Bi.

На плоскостном изображении диаграммы (фиг. 80) температурной оси нет. Можно проследить последовательно за процессом кристаллизации, не отмечая, какая фаза при какой температуре начинает кристаллизоваться. Если на диаграмму нанести линии, соответствующие одинаковым температурам (изотермы), т. е. линии, которые представляют собой пересечения горизонтальных (изотермических) плоскостей с поверхностями диаграммы, то можно будет с некоторым приближением судить о температурах превращения.

На фиг. 83 приведены диаграммы Pb—Sn—Bi, которые (если не учитывать растворимости в твердом состоянии) дают диаграмму, аналогичную показанной на фиг. 80.

Если взять сплав 50% Sn, 30% Pb и 20% Bi (точка *O* на фиг. 83), то начнется кристаллизация выделением олова при температуре между 150 и 180° (ближе к 180°).

Когда жидкость достигнет линии E_3E (в точке O' , которая лежит при температуре около 145°), она будет иметь концентрацию 30% Sn, 42% Pb и 28% Bi. Здесь начнется кристаллизация двойной эвтектики Pb + Sn и состав жидкости будет изменяться по кривой E_3E , пока не достигнет точки E , лежащей при 96° (концентрация этой точки 16% Sn, 32% Pb и 52% Bi). В этой точке при постоянной температуре заканчивается кристаллизация. Этот сплав является самым легкоплавким, температура начала и конца кристаллизации этого сплава 96°, тогда как температура плавления чистых компонентов значительно выше (Bi—268°, Sn—232°, Pb—327°).

Большое значение для изучения термической обработки имеет переменная растворимость в твердом состоянии.

В рассмотренной выше диаграмме (см. фиг. 80) из жидкости выделяются чистые компоненты A , B и C . Если бы эти компоненты образовывали ограниченные твердые растворы α , β и γ , то около компонентов мы имели бы объемы, где существуют твердые растворы (на фиг. 84 приводится лишь участок диаграммы для сплавов, богатых компонентом A).

Тройная эвтектика состоит из трех твердых растворов $\alpha + \beta + \gamma$. Соответственно двойные эвтектики состоят из двух твердых растворов: $\alpha + \beta$, $\alpha + \gamma$, $\beta + \gamma$.

Фиг. 84. Угол тройной системы, богатой компонентом A . Все три компонента образуют ограниченные твердые растворы (α , β и γ) и эвтектики.

Точка D показывает предельное насыщение обоими компонентами α -твердого раствора при высокой температуре, при температуре образования тройной эвтектики. Дважды насыщенный твердый раствор α при комнатной температуре определяется точкой D_1 . Сплавы, концентрационная точка которых лежит внутри фигуры FDD_1F_1 , после затвердевания имеют однофазную α -структуру, но при дальнейшем охлаждении из α -твердого раствора выпадают избыточные вторичные кристаллы β . Следовательно, FDD_1F_1 является проекцией поверхности предельной растворимости компонента B в тройном α -твердом растворе. Аналогичное значение имеет поверхность GDD_1G_1 в отношении компонента C .

Сплавы, лежащие внутри фигуры $D_1F_1AG_1$, являются однофазными (α -твердый раствор) при всех температурах существования сплава в твердом состоянии.

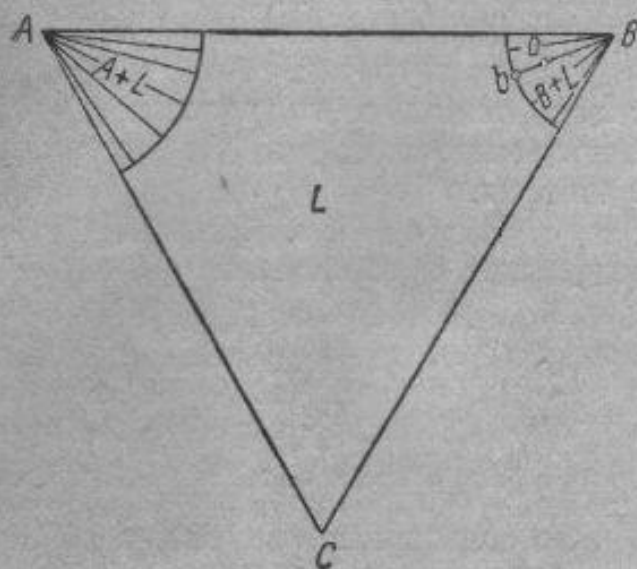
§ 12. Упрощенные методы изучения многокомпонентных систем

Даже такая элементарно простая диаграмма, когда компоненты не образуют растворов и химических соединений при трех компонентах, уже является довольно сложной. Диаграммы, в которых компоненты

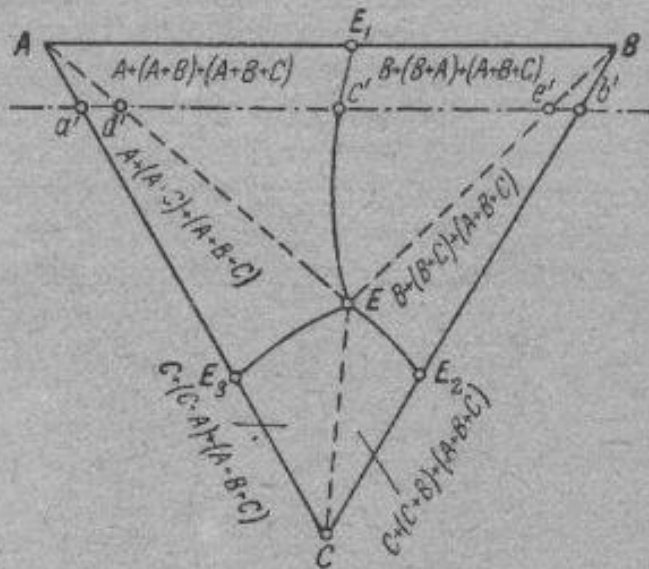
образуют ограниченные твердые растворы или в них происходят полиморфные превращения, являются значительно более сложными для графического изображения.

Для более простого изображения диаграмм состояний пользуются горизонтальными и вертикальными разрезами. В этом случае рассматривается не вся система в целом, а только часть ее. Рассматриваем или все сплавы при определенной температуре (горизонтальные или изотермические разрезы) или определенную группу сплавов при разных температурах (вертикальные разрезы).

Предположим, что мы рассежем диаграмму (см. фиг. 81) горизонтальной плоскостью, лежащей выше вершины C (и двойной эвтектики



Фиг. 85. Изотермическое сечение тройной системы, изображенное на фиг. 81.



Фиг. 86. Изотермическое сечение тройной системы, изображенной на фиг. 81.

$A+B$) и ниже вершин A и C . Эта плоскость пересечет поверхность ликвидуса, где выделяются кристаллы A и B по кривым. На диаграмме, показывающей такой горизонтальный разрез (фиг. 85), будет область жидкой фазы L и двухфазные области $L+B$ и $L+A$.

Изотермическим сечением устанавливают фазы, существующие при данной температуре. В двухфазной области определяют, пользуясь правилом рычага, состав фаз. Так, например, в точке O имеются две фазы: жидкость состава b и кристаллы компонента B . Количество их определится соотношением отрезков Ob и OB .

Таким образом горизонтальное сечение показывает состояние всех сплавов данной системы при данной температуре. Но это сечение не показывает, какие изменения произойдут в сплаве при изменении температуры.

Изотермическое сечение для температуры 20° является самым важным в системе. Оно показывает фазы, существующие в сплавах данной системы при нормальной температуре. По таким сечениям можно установить характер комплектования фаз в структуре. Изотермическое сечение тройной системы, рассмотренной выше (фиг. 80—81), приводится на диаграмме фиг. 86.

Вертикальными разрезами являются разрезы, параллельные стороне треугольника (постоянное содержание одного из компонентов) или проходящие через вершину (постоянное соотношение двух компонентов).

Если взять сечение, параллельное стороне $A-B$ (фиг. 86), т. е. сплавы с постоянным содержанием компонента C , то эти сплавы будут кристаллизоваться:

- сплавы $a' - d'$ — выделением кристаллов A , затем двойной эвтектики $A+C$;
- сплавы $d' - c'$ — выделением кристаллов A и двойной эвтектики $A+B$;
- сплавы $c' - e'$ — выделением кристаллов B , затем двойной эвтектики $A+B$;
- сплавы $e' - b'$ — выделением кристаллов B , затем двойной эвтектики $B+C$.

Кристаллизация всех сплавов заканчивается кристаллизацией тройной эвтектики. Исключение составляют сплавы c' , у которых не выделяются первичные кристаллы чистых компонентов, и d' и e' , у которых отсутствует кристаллизация двойных эвтектик.

Если бы мы определили у сплавов, лежащих на разрезе $a'-b'$, температуры кристаллизации соответствующих фаз, мы бы получили вертикальный разрез, изображенный на фиг. 87.

На разрезе показаны области существования фаз. Линиями диаграммы обозначены температуры следующих превращений:

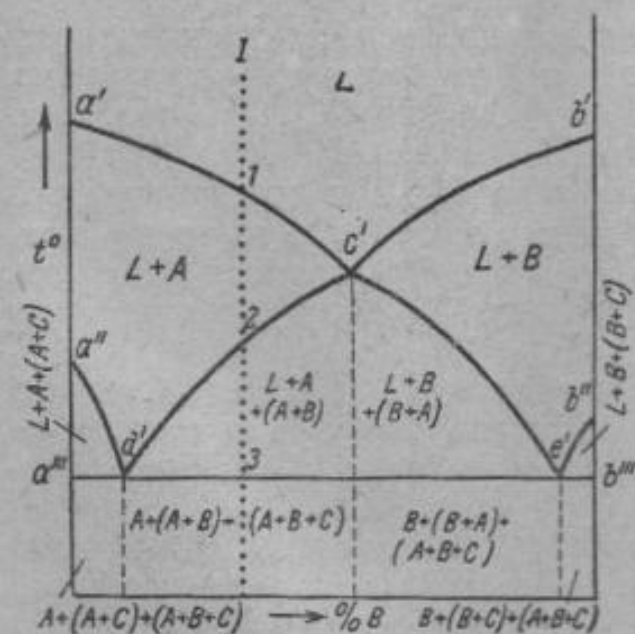
линия $a' - c'$	— начало выделения кристаллов	A
" $b' - c'$	— "	B
" $a'' - d'$	— "	эвтектики $A+C$
" $d' - c' - e'$	— "	" $A+B$
" $e' - b''$	— "	" $B+C$
" $a''' - b'''$	— "	кристаллизация тройной эвтектики

Следовательно, линия $a'-c'-b'$ есть ликвидус разреза, а линия $a'''-b'''$ — солидус разреза.

По этому разрезу можно проследить за кристаллизацией сплава. Возьмем для примера сплав I . В точке I процесс кристаллизации

начинается выделением кристаллов компонента A . Этот процесс продолжается до точки 2 , где начинается выделение из жидкости двух видов кристаллов $A+B$ (т. е. кристаллизация двойной эвтектики $A+B$). В точке B одновременно из жидкости выпадают три рода кристаллов, т. е. образуется тройная эвтектика.

Однако по этому разрезу нельзя проследить, как меняется состав фаз, и определить их количество, так как линия рычага не лежит в плоскости разреза. Поэтому подобная диаграмма хотя напоминает бинарные, тем не менее ею не является. По вертикальному разрезу тройной системы нельзя определить состав и количество фаз.



Фиг. 87. Вертикальное сечение (параллельно стороне AB) тройной системы, изображенной на фиг. 80—81.

Поэтому вертикальные разрезы тройных (и более сложных) диаграмм называют *псевдобинарными* диаграммами, так как они не являются настоящими, полноценными диаграммами состояний.

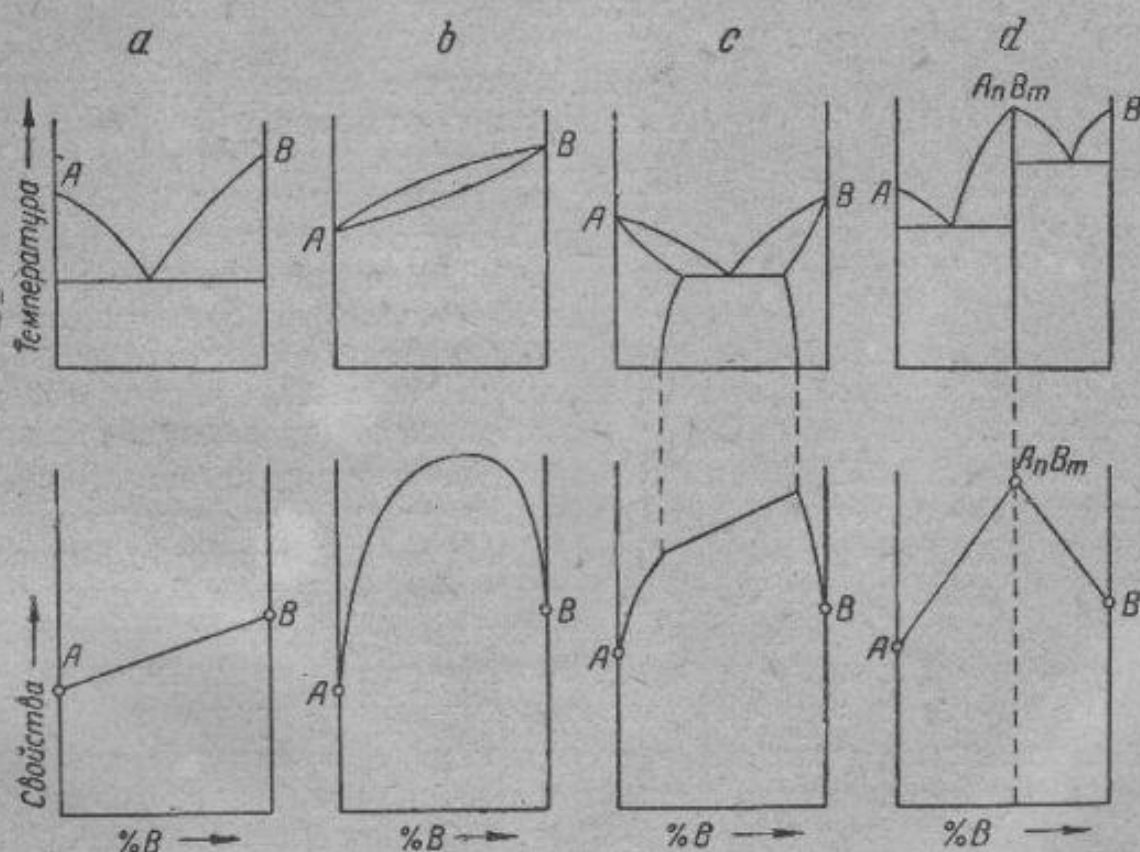
По этим диаграммам можно судить о процессах кристаллизации и превращений определенной серии сплавов (в зависимости от выбранного направления разреза) без применения к ней правила рычага.

Как же судить о превращениях в более сложных сплавах, чем тройные? Насколько это важно, достаточно указать, что наиболее распространенный авиационный сплав, как, например, сталь хромансиль, является пятикомпонентным сплавом (Fe—C—Cr—Mn—Si). Дуралюмин также является по крайней мере четырехкомпонентным сплавом (Al—Cu—Mg—Si).

Полностью построить систему для четырех компонентов и более сложную нельзя. Для построения системы из четырех компонентов необходимо четырехмерное пространство, которое человек не может себе представить. Поэтому многокомпонентные системы изучают построением горизонтальных или вертикальных разрезов, чаще всего — построением псевдобинарных диаграмм.

§ 13. Связь между свойствами сплавов и диаграммой состояний

По диаграмме состояния определяют фазы, существующие у сплавов данных компонентов при различных температурах. По этим диаграммам можно также проследить за процессами превращений в сплавах, если будет изменяться температура или концентрация.



Фиг. 88. Зависимость свойств сплавов от вида диаграммы состояний (по Н. С. Курнакову).

Как известно, род диаграммы состояния зависит от того, какие фазы образуют оба компонента, а свойства сплава — также от того, какие соединения или какие фазы образовали компоненты сплава. Поэтому очевидно, что между родом диаграммы состояния и свойствами сплава существует определенная зависимость. На диаграмме (фиг. 88)

приводятся четыре основных типа диаграмм состояний (I, II, III и IV рода) и соответствующие им закономерности изменения свойств сплава с изменением концентрации¹.

В диаграмме приведены следующие четыре случая:

1. В случае образования смесей (фиг. 88, а) свойства сплава меняются по аддитивному закону и будут иметь среднеарифметическое значение от свойств чистых металлов. Следовательно, значение свойств сплава находится в интервале между свойствами чистых компонентов.

2. В случае образования твердых растворов (фиг. 88, б) свойства сплава меняются по криволинейной зависимости, причем для некоторых свойств, в первую очередь для электросопротивления, свойства сплава могут значительно отличаться от свойств компонентов.

Следовательно, при образовании механической смеси электросопротивление повышается незначительно, при образовании твердого раствора — весьма сильно. Поэтому распадение твердого раствора на две (или более) фазы ведет к повышению электропроводности. Это положение носит название закона Курнакова.

3. В случае образования ограниченных твердых растворов (фиг. 88, в) свойства в интервале концентраций, когда образуются растворы, меняются по криволинейной зависимости (как для случая на фиг. 88, б) в интервале концентраций, когда существуют две фазы по прямолинейному закону (как на фиг. 88, а),

причем крайние точки на прямой являются свойствами чистых фаз предельно насыщенных твердых растворов, образующих данную смесь.

4. В случае образования химического соединения на диаграмме концентрация — свойства (фиг. 88, д) концентрация химического соединения отвечает максимуму, перелому на кривой (прямой). Эта точка перелома, соответствующая химическому соединению, называется *сингулярной точкой*. По диаграмме концентрация — свойства находим стехиометрическое соотношение данного химического соединения, определяя, какой концентрации отвечает сингулярная точка.

Точное изучение свойств в зависимости от изменения концентрации (т. е. построение диаграммы состав — свойства) является важным дополнением при изучении и построении диаграмм состояний. Метод изучения изменения свойств в зависимости от изменения состава и построения диаграммы состав — свойства был положен Н. С. Курна-



Николай Семенович Курнаков
1860—1941.

¹ В данном случае рассматриваются свойства, мало зависящие от размера зерна, например, удельный вес, коэффициент линейного расширения или свойства, соответствующие крупнозернистому состоянию, — твердость и другие механические свойства, электропроводность и т. п. По ординате на нижних диаграммах отложены свойства или обратные им величины. Крайние ординаты на диаграммах показывают свойства чистых компонентов.

ковым в основу разработанного им метода физико-химического анализа сплавов. В настоящее время этот метод является основным методом изучения сплавов и широко применяется в научных исследованиях.

ЛИТЕРАТУРА

- А. А. Бочвар. *Металловедение*. Металлургиздат 1946 г.
 Г. А. Кащенко. *Курс общего металловедения*. Металлургиздат 1940 г.
 Захаров, Румянцев, Туркин. *Диаграмма состояния металлических систем*. Металлургиздат 1941 г.

ГЛАВА V

ДИАГРАММА ЖЕЛЕЗО—УГЛЕРОД¹

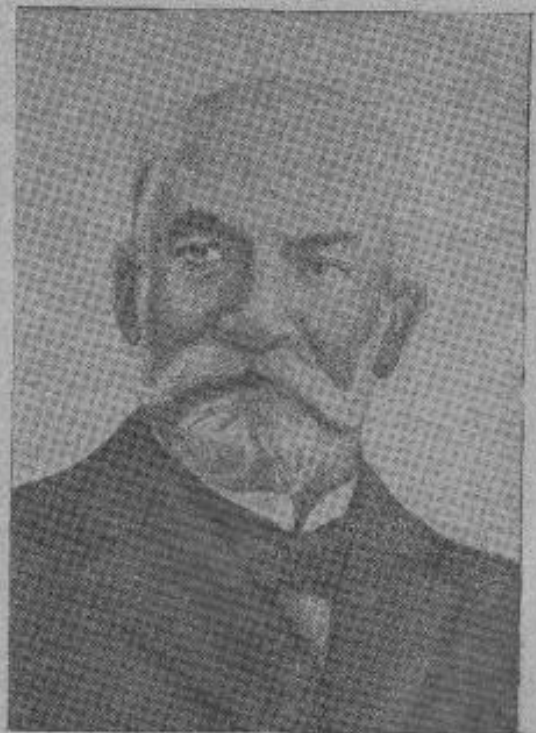
§ 1. Историческая справка

Блестящие открытия русского металлурга Дмитрия Константиновича Чернова, о которых он впервые сообщил в 1868 г., послужили основой для изучения не только железоуглеродистых сплавов, но и любых других, и справедливо принесли ему мировую известность и звание «отца металлографии».

Сущность открытия Чернова заключается в установлении факта существования критических точек, которые он назвал точками *a* и *b*. Точка *a* приблизительно соответствовала 700° и характеризовала ту температуру, «ниже которой сталь не принимает закалки». Точка *b* имеет переменное значение, зависящее от содержания углерода в стали, и характеризует температуру, «выше которой сталь находится в аморфном, воскообразном состоянии»².

Теперь нам известно, что аморфного состояния у затвердевшей стали не бывает никогда. Тем не менее самый факт радикального изменения структуры стали, установленный Черновым, представлял исключительную важность как для науки, так и для практики термической обработки стали.

На фиг. 89 показано расположение критических точек стали с 0,5% С по Чернову. Нетрудно видеть в этой диаграмме очертания будущей диаграммы железо—углерод. Точка *a* по современным воззрениям

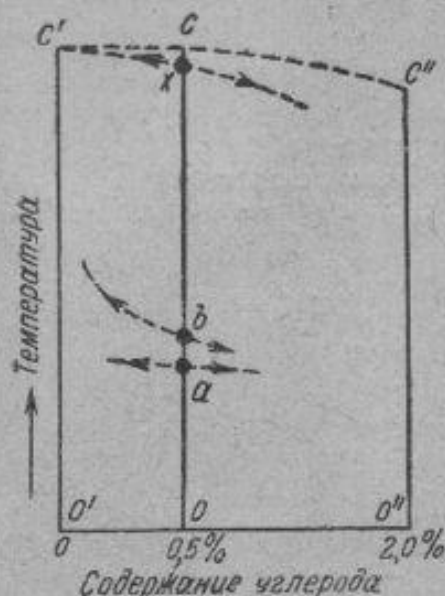


Дмитрий Константинович Чернов
1839—1921.

¹ Написана доцентом канд. техн. наук С. М. Винаровым.

² То, что Чернов назвал аморфным состоянием, есть в действительности новое кристаллическое состояние, новый твердый раствор.

соответствует перлитному превращению, точка *b* — окончанию перехода в аустенитное состояние, точка *x* — началу плавления и точка *c* — окончанию плавления стали.



Фиг. 89. Критические точки стали с 0,5% С и изменение их положения с изменением содержания углерода в стали (по Чернову).

В дальнейшем и вплоть до нашего времени десятки исследователей различными методами изучали и совершенствовали различные участки диаграммы состояния железо—углерод. Приводимая на фиг. 90 диаграмма построена на основании последних имеющихся данных. На основании этих данных исправлена диаграмма железо—углерод обычного вида, приводимая во многих учебниках по металлографии.

§ 2. Диаграмма состояния

Диаграмма состояния системы железо—углерод изучена, главным образом, до содержания углерода, равного 6,67%. При этом содержании образуется карбид железа Fe_3C , называемый также цементитом. Поэтому данная система часто называется системой железо — карбид железа.

Чистое железо имеет температуру плавления 1535° . При нагреве железа, а также при охлаждении происходят аллотропические превращения. Можно указать на следующие температурные интервалы, в которых существуют модификации железа.

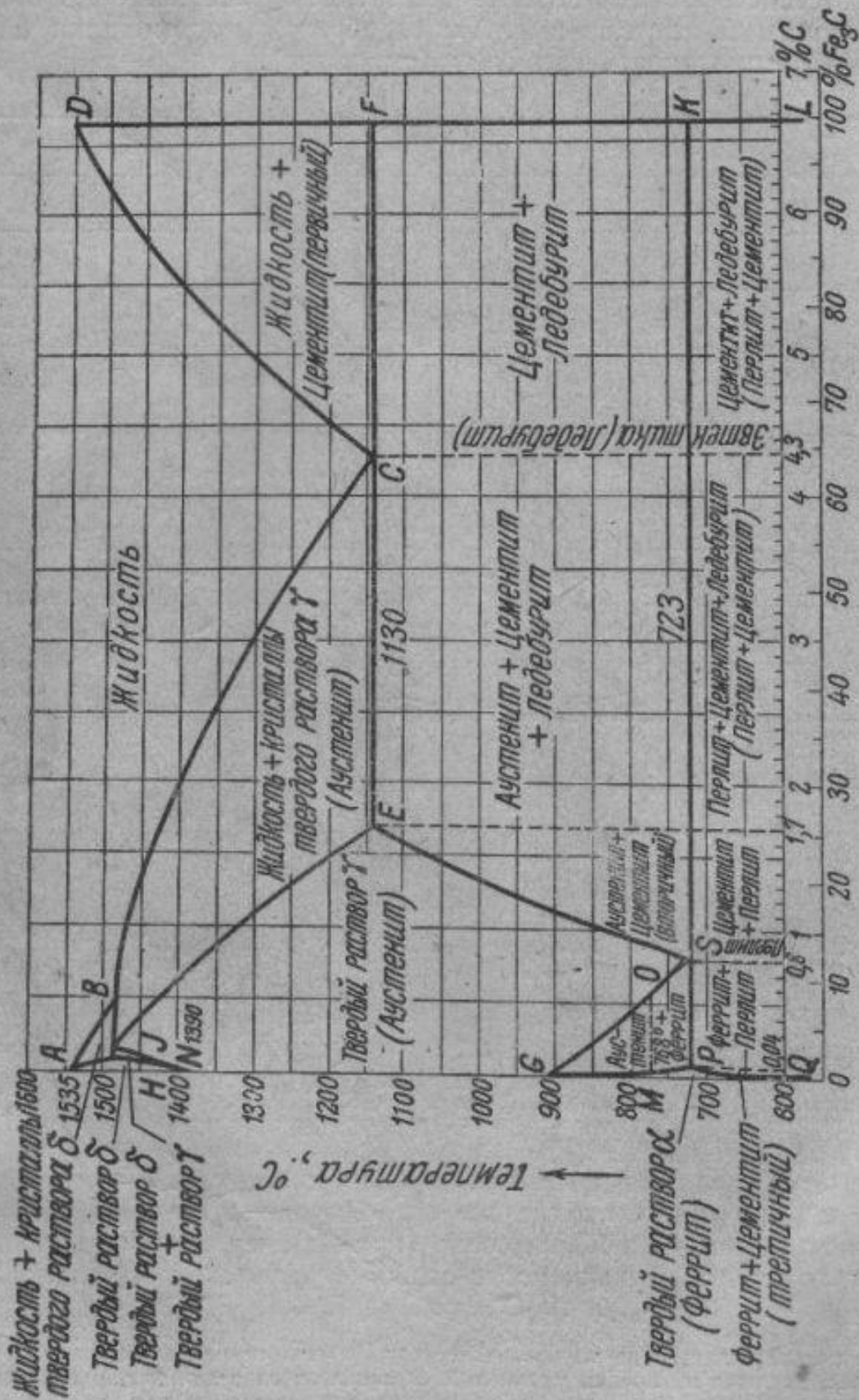
При нагреве	При охлаждении
α -железо — до 768°	δ -железо $1535—1390^\circ$
β -железо — $768—910^\circ$	γ -железо $1390—898^\circ$
γ -железо — $910—1390^\circ$	β -железо $898—768^\circ$
δ -железо — $1390—1535^\circ$	α -железо ниже 768°

Точные исследования показали, что эти аллотропические модификации обладают следующими параметрами кристаллической решетки (табл. 12).

Таблица 12

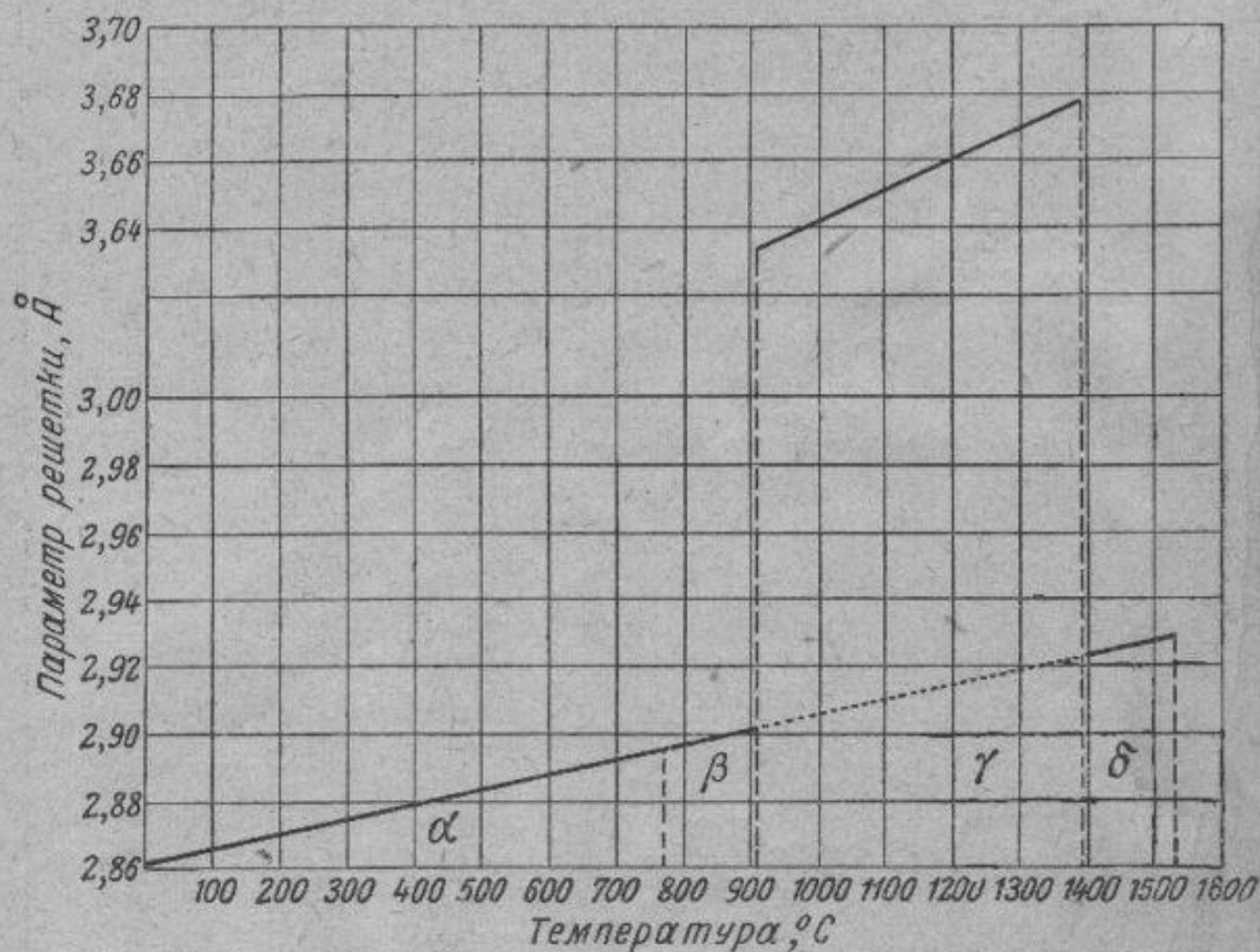
Температура $^\circ C$	Модификация	Решетка	Параметр Å
16	α	Кубическая пространственно-центрированная	2,87
800	β	То же	2,90
1100	γ	Кубическая гранцентрированная	3,63
>1425	δ	Кубическая пространственно-центрированная	2,93

α - и β -железо имеют одинаковую кристаллическую решетку. Наблюдаемое различие параметров объясняется влиянием повышения температуры, вызывающим увеличение межатомных расстояний.



Фиг. 90. Диаграмма состояния системы железо—углерод.

При температуре $\sim 770^\circ$ нагреваемое железо теряет магнитные свойства и имеется «остановка» на кривой охлаждения (точка Кюри). Это обстоятельство служило признаком, по которому отличали одну от другой модификации α и β в стали. Однако потеря или приобретение магнитных свойств объясняется не изменением расположения атомов, а внутриатомными изменениями. Таким образом модификации α и β необходимо рассматривать как одну (см. ниже).



Фиг. 91. Параметры кристаллической решетки железа в зависимости от температуры.

На фиг. 91 показано изменение параметров кристаллической решетки при повышении температуры. Из этой диаграммы следует, что параметры фазы δ представляют собой естественное продолжение увеличения параметров фазы α ¹.

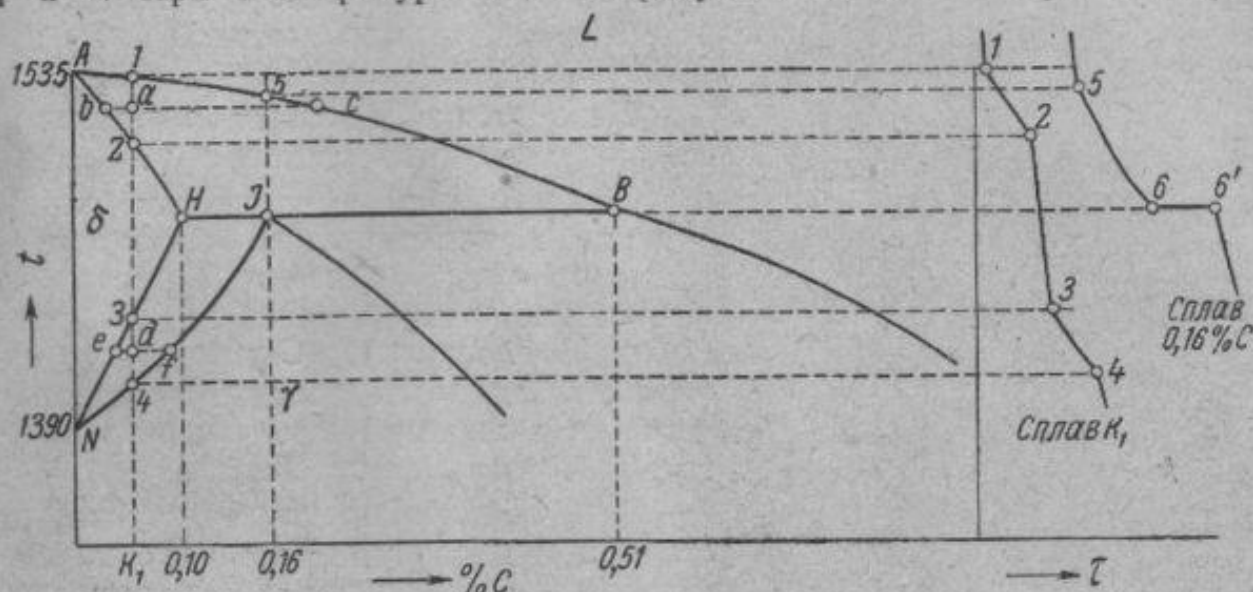
Углерод существует в сталях в виде химического соединения с железом, т. е. в виде карбида железа. В редких случаях углерод в стали присутствует в свободном виде (графит), но это возможно лишь в некоторых особых случаях после особой термической обработки, спо-

¹ Это подтверждается не только рентгенографическими исследованиями, но также, например, данными измерения удлинений. Это обстоятельство позволило некоторым исследователям (Иенсен, Лебедев) высказать предположение о том, что абсолютно чистое железо при всех температурах имеет только пространственно центрированную решетку α . Что касается γ -фазы, то ее появление эти исследователи склонны объяснить наличием различных загрязнений, неизбежных при самом тщательном производстве железа. Пока нельзя считать этот вопрос вполне выясненным.

собствующей графитизации. В ковких чугунах углерод присутствует в виде графита, в серых чугунах — частично в виде графита и частично — в виде карбида железа. В белых чугунах углерод встречается в виде карбида железа.

На фиг. 90 приведена диаграмма состояния системы железо—углерод до содержания 6,67% С. Данная система называется цементитной, так как в ней не показаны процессы, приводящие к образованию графита.

На диаграмме показано образование трех твердых растворов: α , γ и δ . При температуре 1130° образуется эвтектика, при темпера-



Фиг. 92. Часть диаграммы состояния системы железо—углерод. Кристаллизация и превращение $\delta \rightarrow \gamma$ в малоуглеродистых сталях.

туре 723° — эвтектоид. Концентрация углерода в эвтектоиде соответствует 0,80%. Максимальная концентрация твердого раствора α составляет 0,04% С при температуре 723°. Максимальная концентрация твердого раствора γ составляет 1,7% С при температуре 1130°. Максимальная концентрация углерода в твердом растворе δ составляет 0,10% при температуре 1490°.

На фиг. 92 показана верхняя левая часть диаграммы железо—углерод. Исследуем превращения, происходящие в сплаве, содержащем меньше 0,10% С, при его охлаждении. Местоположение сплава на диаграмме отмечено концентрацией K_1 . Одновременно построим кривую охлаждения.

Выше линии ликвидуса весь сплав находится в жидком состоянии. При охлаждении его в точке 1 начинается кристаллизация δ -раствора. Этот процесс на кривой охлаждения отмечается перегибом, так как вследствие выделения тепла при кристаллизации скорость понижения температуры уменьшается. Кристаллизация продолжается до точки 2, где и заканчивается. Ниже точки 2 скорость охлаждения возрастает, и точка 2 на кривой охлаждения также отмечается перегибом.

Какая-либо промежуточная точка a , взятая между точками 1 и 2, характеризует двухфазное состояние сплава, когда в нем имеются одновременно жидкая фаза и кристаллы твердого раствора δ . Проведя через эту точку горизонталь и спроектировав на ось концентраций точки пересечения данной горизонтали с линиями ликвидуса c и солидуса b , мы получим концентрации жидкой и твердой фаз для каждой тем-

пературы. Отношение отрезков $b - a$ и $a - c$ дает отношение количеств жидкой и твердой фазы.

Ниже точки 2 охлаждаемый сплав находится в области δ -раствора. В точке 3 начинается аллотропическое превращение δ -фазы в γ -фазу. Этот процесс заканчивается в точке 4. На кривой охлаждения обе эти точки отмечаются перегибами. Любая точка d , взятая между точками 3 и 4, также свидетельствует об одновременном существовании двух фаз — δ и γ . Проведя через точку d горизонталь и проектируя на ось концентраций точки пересечения горизонтали с линиями диаграммы,

т. е. точки e и f , мы можем определить концентрации каждой твердой фазы при выбранной температуре.

Ниже точки 4 сплав находится в состоянии твердого раствора γ .

Образующийся в результате затвердевания и последующего аллотропического превращения твердый раствор γ получил название аустенита (в честь Роберта Аустена). Однако то, что аустенит является твердым раствором углерода в железе, было доказано впервые работами А. А. Байкова.

А. А. Байков производил травление стали при высокой температуре и, рассматривая затем шлиф при нормальной температуре, выявлял фактическое строение стали при температуре травления. В результате этих исследований было установлено, что превращение в сталях в критическом интервале температур со-

стоит в образовании твердого раствора и в растворении в нем феррита и аустенита. Аустенит представляет собой твердый раствор углерода в γ -железе и имеет решетку куба с центрированными гранями и величиной параметров порядка $3,68 \text{ \AA}$. В дальнейшем аустенит мы будем обозначать индексом $\text{Fe}_\gamma (\text{C})$.

✓ Рассмотрим охлаждение сплава, содержащего $0,16\% \text{ C}$ (фиг. 92). При его охлаждении кристаллизация начинается в точке 5 образованием δ -фазы. На кривой охлаждения в точке 5 имеем перегиб. Ниже точки 5 до точки 6 имеются две фазы: твердый раствор δ и жидкий раствор. Когда температура охлаждаемого сплава приближается к точке 6 (J), концентрация твердой фазы приближается к $0,10\%$, а жидкой фазы — к $0,51\% \text{ C}$. Но на диаграмме видно, что при приближении к точке 6 количество жидкой фазы не обращается в нуль, а выражается отрезком HJ . Количество же твердой фазы в точке 6 выражается отрезком JB . В точке J происходит перитектическая реакция, при которой из твердого раствора δ , содержащего $0,10\% \text{ C}$, и жидкости, содержащей $0,51\% \text{ C}$, образуется новый твердый раствор γ концентрации $0,16\% \text{ C}$.

Итак, в точке J имеются одновременно три фазы: твердый раствор δ , твердый раствор γ и жидкость. Согласно правилу фаз при двух компонентах и трех фазах число степеней свободы (вариантность) рав-

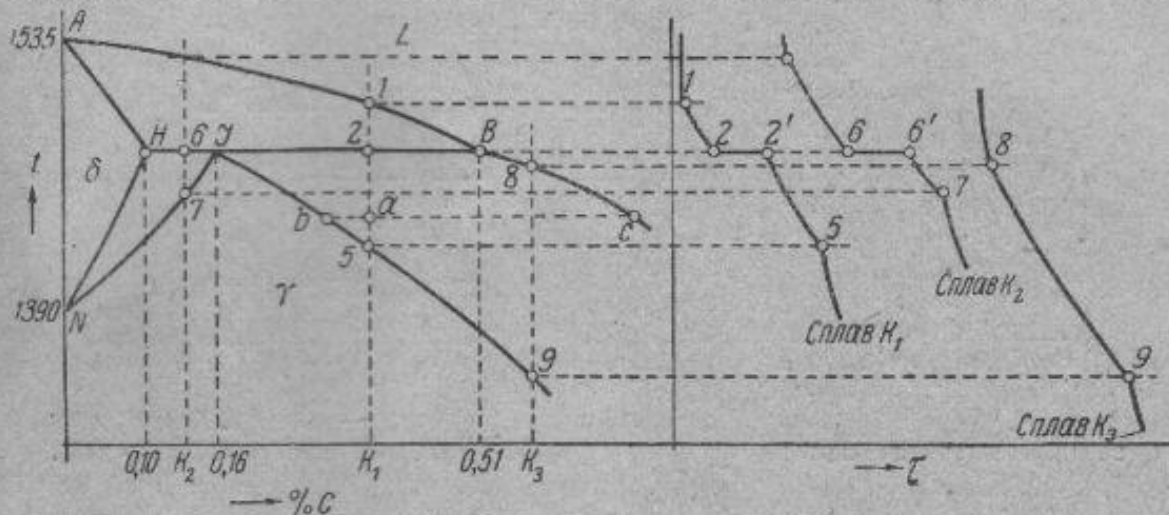


Александр Александрович Байков
(1870—1946).

но нулю. Система невариантна, т. е. процесс идет при постоянной температуре.

На кривой охлаждения перитектическая реакция выражается горизонталью $b-b'$. Когда перитектическая реакция прошла полностью, температура сплава может быть понижена, и ниже точки b мы имеем только твердый раствор γ (аустенит).

Рассмотрим процесс охлаждения и кристаллизации сплава, концентрация которого лежит между $0,16\%$ и $0,51\%$ С (фиг. 93, концентрация K_1). Кристаллизация этого сплава начинается в точке 1 и на кривой охлаждения отмечается перегибом. Когда температура охлаждаемого сплава приблизится к точке 2 , концентрация твердого раствора



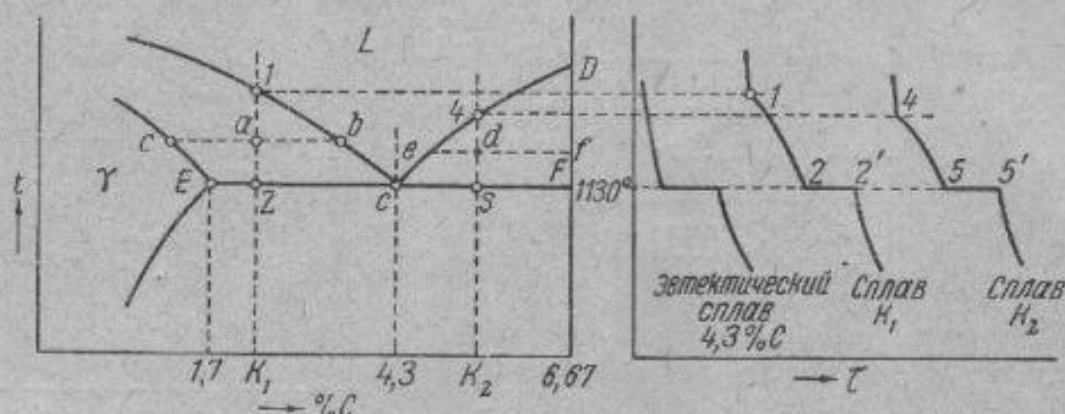
Фиг. 93. Часть диаграммы состояния железо—углерод. Кристаллизация и превращение $\delta \rightarrow \gamma$ и $L \rightarrow \gamma$ в сталях, содержащих до $1,7\%$ С.

δ , как и в предыдущем случае, достигнет $0,10\%$, а концентрация жидкости достигнет $0,51\%$ С. В предыдущем случае для сплава, содержащего $0,16\%$ С, при достижении перитектической горизонтали количество твердой и жидкой фаз было таково, что обе эти фазы полностью расходовались при перитектической реакции образования твердого раствора γ . Обратившись к фиг. 93, легко можно увидеть, что для сплава концентрации K_1 количество твердой фазы выражается отрезком $2-B$, а количество жидкой фазы — отрезком $2-H$. В данном случае количество твердой фазы меньше по сравнению с предыдущим, а количество жидкой фазы — больше. При перитектической реакции, происходящей в точке 2 , на образование твердого раствора γ будет израсходовано все имеющееся количество твердого раствора δ , но все количество жидкости, выражаемое отрезком $2-H$, не может быть израсходовано. Поэтому по окончании перитектической реакции (точка $2'$ на кривой охлаждения) в сплаве будет еще оставаться неизрасходованная жидкость концентрации $0,51\%$ С (точка B), которая будет кристаллизоваться, непосредственно образуя γ -фазу. Этот процесс будет идти ниже точки 2 и заканчиваться в точке 5 . Между точками 2 и 5 имеются твердая и жидкая фазы. Произвольная промежуточная точка a показывает наличие аустенита в количестве, пропорциональном отрезку $a-c$, и жидкости в количестве $a-b$. Концентрация аустенита определяется проекцией точки b , а жидкости — проекцией точки c на ось абсцисс (ось концентраций).

Ниже точки 5 диаграмма показывает существование только одной γ -фазы.

Аналогично будет происходить процесс охлаждения и затвердевания сплава концентрации K_2 (фиг. 93), с той лишь разницей, что в точке b после окончания перитектической реакции избыточной окажется не жидкая фаза, а твердая. По окончании перитектической реакции одновременно с образовавшейся фазой будет находиться еще оставшийся и неиспользованный избыток δ -фазы. Эта избыточная δ -фаза будет переходить в γ -фазу при дальнейшем охлаждении от точки b' до точки 7. Ниже точки 7 существует только γ -фаза.

Любой сплав, содержащий больше 0,51% С, в пределах до 1,7%, будет при кристаллизации образовывать непосредственно γ -фазу, минуя δ -фазу. Сплав такой концентрации на фиг. 93 обозначен K_3 . Его



Фиг. 94. Часть диаграммы состояния системы железо—углерод. Кристаллизация высокоуглеродистых сплавов (чугунов), содержащих больше 1,7% С.

кристаллизация начинается при температуре, обозначенной точкой 8, и заканчивается в точке 9. Между точками 8 и 9 находятся кристаллы твердого раствора γ и жидкий сплав. Процесс кристаллизации данного сплава отмечается на кривой охлаждения двумя перегибами, соответствующими точкам 8 и 9, и в процессе кристаллизации концентрацию фаз можно определить при помощи правила отрезков.

Обратившись к диаграммам Фиг. 92 и 93, мы можем отметить, что любой из рассмотренных сплавов при концентрации до 1,7% С по окончании затвердевания и первых превращений приобретает структуру γ -раствора (аустенита).

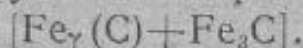
В случае достаточно медленного охлаждения и полного прохождения диффузионных процессов твердый раствор γ является вполне однородным (гомогенным).

Принятые в заводской практике методы охлаждения кристаллизующейся стали обычно не обеспечивают полной диффузии и выравнивания концентрации аустенита. В кристаллизующейся стали происходят ликвационные явления как в пределах каждого дендрита (дендритная ликвация), так и по слитку в целом (зональная ликвация). Для устранения ликвации прибегают к термической обработке (диффузионный отжиг или гомогенизация) для выравнивания состава стали.

Рассмотрим процессы кристаллизации в правой части диаграммы состояния для сплавов, содержащих больше 1,7% С (фиг. 94). Сплав концентрации 4,3% С при температуре порядка 1200° полностью находится в жидком состоянии. Во время его охлаждения при температуре 1130° происходит кристаллизация с образованием эвтектической структуры. Образовавшаяся эвтектика состоит из твердого раствора — γ концентрации 1,7% С и карбида железа концентрации 6,67% С. Эта эвтектика в честь ученого Ледебура называется ледебуритом.

При кристаллизации эвтектики существуют одновременно три фазы: жидкость концентрации 4,3% С, аустенит концентрации 1,7% С и цементит концентрации 6,67% С. При наличии трех фаз двухкомпонентная система инвариантна, и процесс кристаллизации идет при постоянной температуре, что показано на кривой охлаждения.

Ледебуритную эвтектику можно выразить формулой:

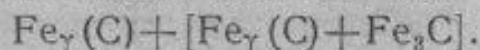


В сплаве концентрации K_1 , содержащем меньше 4,3%, но больше 1,7% С, кристаллизация начинается при более высокой температуре, отмеченной на диаграмме точкой 1 (фиг. 94). Такой сплав по сравнению с только что рассмотренным эвтектическим имеет избыток железа, поэтому в точке 1 начинается кристаллизация избыточного железа с образованием твердого раствора γ . На кривой охлаждения это отмечается перегибом.

При дальнейшем охлаждении ниже точки 1 сплав находится в двухфазном состоянии. Проведя горизонталь через промежуточную точку a и спроектировав на ось концентраций точки b и c , получим концентрации жидкой и твердой фаз.

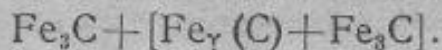
Двухфазное состояние сплава сохраняется до точки 2. На диаграмме видно, что когда температура сплава доходит до точки 2, твердый раствор достигает предельной концентрации, т. е. 1,7% С. В этот момент концентрация жидкости достигает эвтектической, т. е. содержит 4,3% С. При этом количество жидкости выражается отрезком 2— E . Поэтому при температуре 1130° (точка 2) происходит кристаллизация жидкости с образованием ледебуритной эвтектики. На кривой охлаждения этот процесс показан горизонталью 2—2'.

Таким образом в результате затвердевания получена структура, состоящая из твердого раствора γ (аустенит) и эвтектики (ледебурит). Формулу этого состояния можно записать так:



Рассмотрим процесс охлаждения сплава концентрации K_2 (фиг. 94). В этом сплаве имеется избыток углерода по сравнению с эвтектической концентрацией. Поэтому процесс кристаллизации начинается в точке 4 с выделением фазы, богатой углеродом, т. е. с кристаллизации цементита. Ниже точки 4 имеются две фазы: твердая фаза — цементит и жидкость. Проведя горизонталь через промежуточную точку d , мы можем определить концентрацию жидкости, проектируя на ось концентраций точку e . Концентрация цементита как химического соединения остается постоянной. При приближении к точке 5 концентрация жидкости стремится к эвтектической (4,3%) и достигает ее при температуре 1130°. При этой температуре происходит кристаллизация эвтектики, что на кривой охлаждения выражается горизонтальным отрезком 5—5'. В точке 5 кристаллизация заканчивается и сплав имеет структуру, состоящую из карбида железа (цементит) и эвтектики (ледебурит).

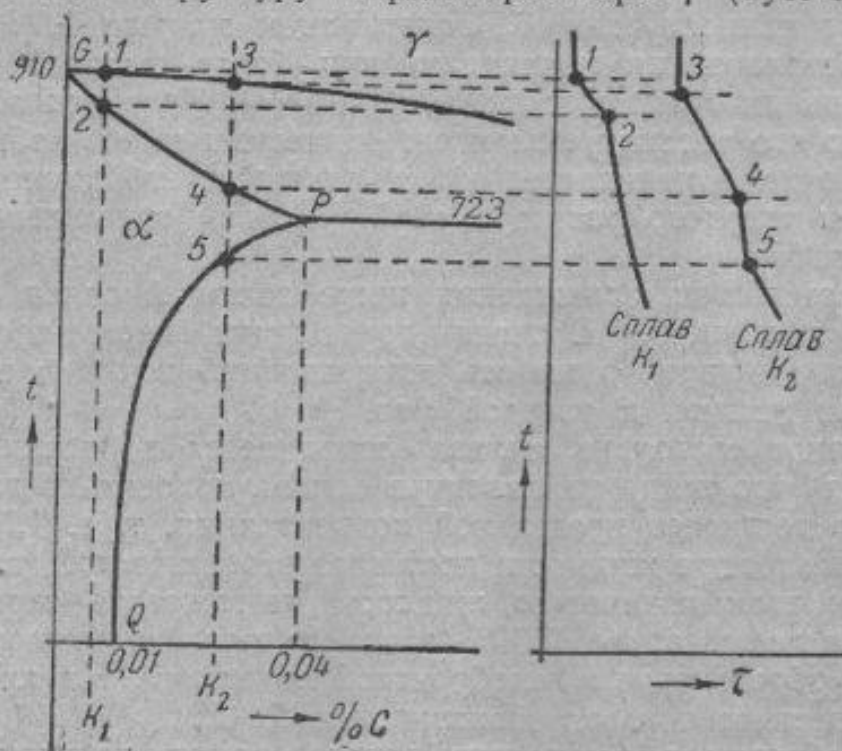
Это состояние сплава можно выразить формулой:



Таким образом, характеризуя всю группу сплавов на диаграмме фиг. 94, следует отметить, что в результате их затвердевания в структуре сплавов обязательно содержится ледебуритная эвтектика. Максимальное ее количество составляет 100% структуры сплава, если в нем

содержится 4,3% С. При большем или меньшем содержании углерода количество эвтектики пропорционально уменьшается, но она обязательно имеется в сплаве, что является наиболее характерной особенностью этой группы сплавов.

Анализируя верхнюю часть диаграммы фиг. 92, 93 и 94, сделаем следующий важный вывод. Сплавы, содержащие до 1,7% С, в результате затвердевания и первых превращений имеют при температуре порядка 1000—1200° структуру твердого раствора γ (аустенит). Сплавы,



Фиг. 95. Части диаграммы состояния системы железо—углерод. Превращения в твердом состоянии в весьма малоуглеродистых сплавах.

содержащие больше 1,7% С, имеют в результате затвердевания в своей структуре эвтектику (ледебурит). Это существенное и принципиальное различие в структуре обуславливает такое же существенное различие свойств сплавов технологических и механических. Сплавы первой из рассмотренных групп, имеющие структуру аустенита, обладают хорошей ковкостью и пластичностью. Сплавы второй группы, содержащие в своей структуре эвтектику, практически нековки, хрупки, но обладают хорошими литейными свойствами. Сплавы первой группы называются *сталями*, а второй группы — *чугунами*.

Таким образом можно отметить, что в железоуглеродистых сплавах между сталями и чугунами существует естественная граница, обусловленная образованием различных структурных составляющих при кристаллизации.

Перейдем к рассмотрению нижней левой части диаграммы (фиг. 95). Сплав концентрации K_1 , содержащий меньше 0,01% С, при температуре порядка 1000° имеет структуру твердого раствора γ . При нормальной температуре γ -железо не существует и должно превратиться в α -железо, а твердый раствор γ — в твердый раствор α .

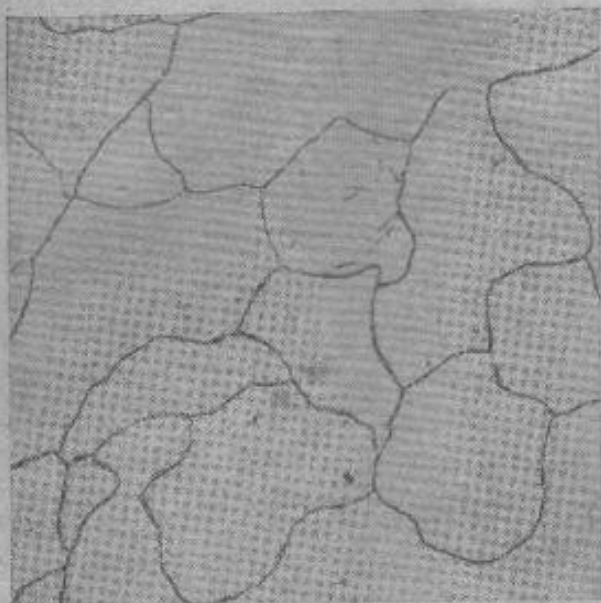
При охлаждении сплава и достижении им точки 1 начинается процесс превращения $\gamma \rightarrow \alpha^1$. Этот процесс заканчивается в точке 2. На

¹ По изложенным выше соображениям магнитное превращение здесь и в дальнейшем не будет приниматься во внимание.

кривой охлаждения начало и конец этого процесса отображаются перегабами. В любой промежуточной точке между точками 1 и 2 одновременно существуют две твердые фазы — γ и α . При дальнейшем охлаждении ниже точки 2 структура сплава представляет собой однородный твердый раствор α . Эта структура остается неизменной до нормальных температур.

Раньше полагали, что результатом превращения является чистое железо. Поэтому структура получила название феррита (от ferrum — железо). Позднее было установлено, что в железе растворен углерод и, следовательно, феррит есть не чистое железо, а твердый раствор углерода в α -железе, хотя и малой насыщенности (углерода растворяется в α -железе не более 0,04%).

В дальнейшем мы будем обозначать феррит как $Fe_{\alpha}(C)^1$.



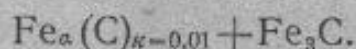
На фиг. 96 показана микроструктура технически чистого железа ($C < 0,01\%$), состоящая из зерен феррита.

Сплавы с таким исключительно малым содержанием углерода практически не встречаются в промышленности и представляют, главным образом, теоретический интерес.

Сплав, содержащий больше 0,01%, но меньше 0,04% С, обозначен на фиг. 95 через K_2 . При охлаждении этого сплава происходящие в нем превращения аналогичны рассмотренным. Точка 3 соответствует началу превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, а точка 4 — концу этого превращения. Ниже точки 4 структура сплава представляет собой твердый раствор углерода в α -железе (феррит). При дальнейшем

Фиг. 96. Микроструктура технически чистого железа ($C < 0,01\%$). Феррит. $\times 400$.

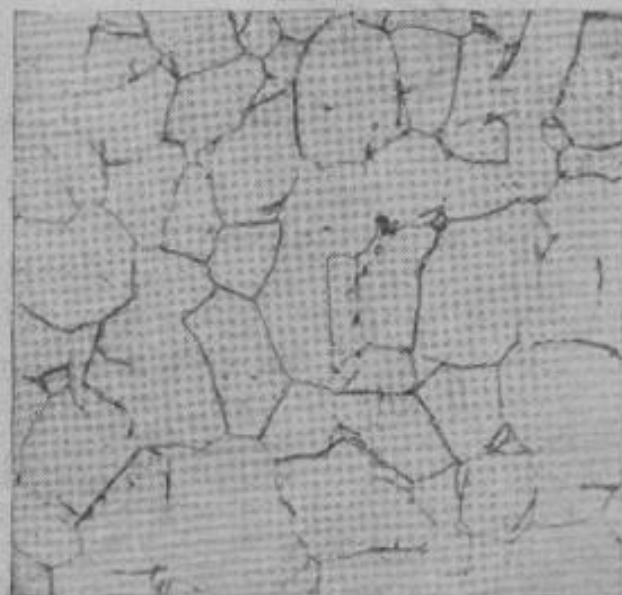
охлаждении в точке 5 проведенная вертикаль пересекает линию диаграммы. Эта линия характеризует предельную растворимость углерода в α -железе. Выше точки 5 твердый раствор не насыщен. Ниже точки 5, сохраняя данную концентрацию, твердый раствор может существовать только в пересыщенном и неустойчивом состоянии. При охлаждении сплава, начиная с точки 5 и ниже, из твердого раствора выделяется углерод в виде карбида железа Fe_3C . Этот процесс продолжается вплоть до низких температур и вызывает обеднение твердого раствора углеродом. При достижении нормальной температуры концентрация твердого раствора достигает 0,01% С (точнее 0,006%). Полученная при этом структура стали может быть выражена следующей формулой:



Микроструктура такого сплава, содержащего 0,03% С, состоящая из феррита с цементитом, выделившимся по границам зерен, показана на фиг. 97.

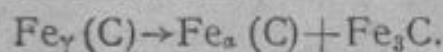
¹ А если пренебречь очень малой растворимостью углерода, то через Fe_{α} .

Рассмотрим сплав, содержащий 0,80% С (фиг. 98). По окончании затвердевания при высоких температурах сплав этот имеет структуру γ -раствора (аустенит). При охлаждении до температуры 723° (точка 1) в этом сплаве не происходит никаких изменений. Присутствие углерода в твердом γ -растворе задерживает его превращение до минимального температурного уровня, соответствующего 723°.

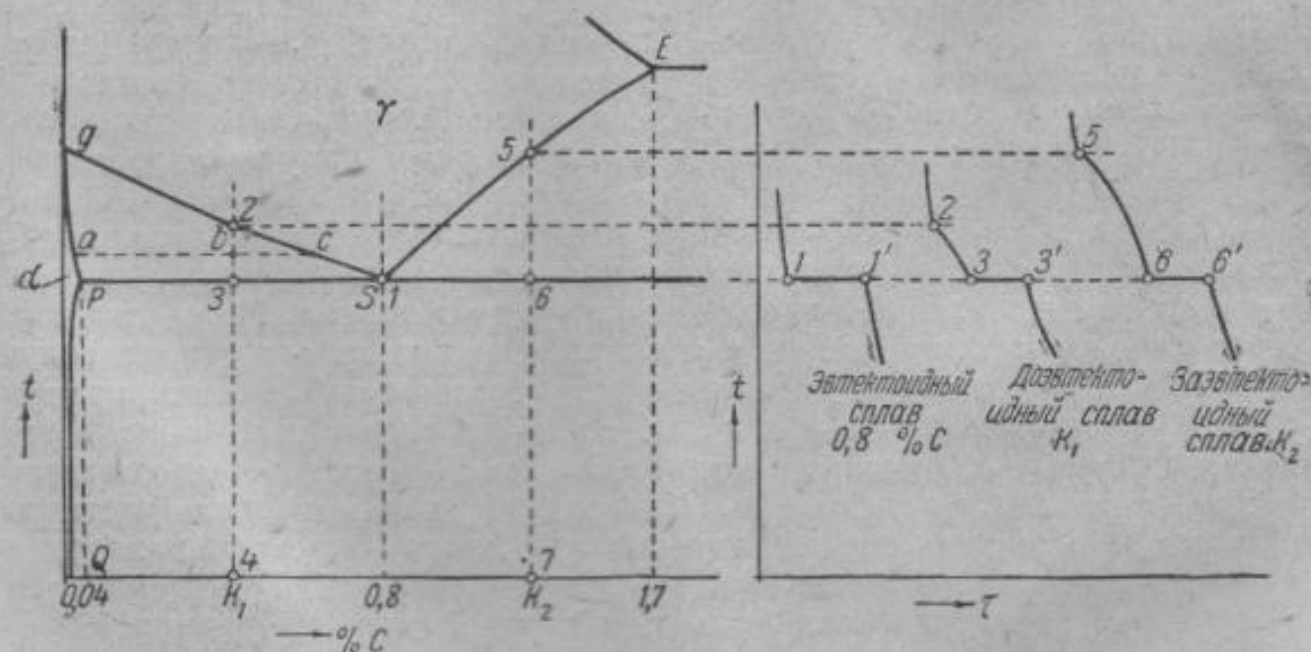


Фиг. 97. Микроструктура технического чистого железа (0,03% С). Феррит и цементит по границам зерен. $\times 450$.

При указанной температуре, наконец, происходит превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. Результатом этого превращения является твердый раствор α , который обладает значительно меньшей способностью растворять углерод, чем твердый раствор γ . При температуре 723° растворимость углерода в γ -железе равняется 0,80%, в то время как в α -железе всего 0,04% С, т. е. в 20 раз меньше. Поэтому углерод, находившийся ранее в твердом растворе, при образовании нового твердого раствора выделяется в виде цементита:



В результате происшедшего превращения образуется смесь из двух фаз: α -раствора и цементита. Происходящее здесь превращение часто называют распадом твердого раствора.



Фиг. 98. Часть диаграммы состояния системы железо—углерод. Превращения в доэвтектоидных, эвтектоидных и заэвтектоидных сталях.

По характеру диаграммы, а также по данным микросследования видно, что продукты распада аустенита при концентрации его, равной

0,80% С, образуют эвтектоидную смесь. Эта эвтектоидная смесь называется перлитом. Таким образом можно сказать, что результатом распада аустенита, содержащего 0,80% С, является перлит.

В процессе эвтектоидного распада участвуют три фазы: аустенит эвтектоидной концентрации, феррит предельной концентрации и цементит. По правилу фаз находим:

$$c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0,$$

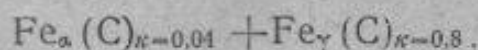
т. е. система инвариантна и процесс идет при постоянной температуре в течение отрезка времени $1-1'$ (фиг. 98).

На фиг. 99 показана структура перлита.

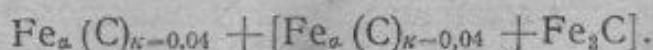
Сплав, содержащий меньше 0,80% С (K_1 на фиг. 98), имеет избыток железа по сравнению с эвтектоидным. Поэтому при его охлаждении в точке 2 начинается выделение избытка α -железа. На кривой охлаждения появляется перегиб, указывающий на положительный тепловой эффект кристаллизации. При дальнейшем охлаждении сплава ниже точки 2 увеличивается количество α -раствора и уменьшается количество γ -раствора.

Эти количества могут быть определены из диаграммы по отношению отрезков $ab : bc$. Концентрации каждой фазы могут быть определены проектированием точек a и c на ось абсцисс.

По мере выделения феррита концентрация γ -раствора непрерывно изменяется и стремится к эвтектоидной (0,80%), а концентрация α -раствора стремится к предельной (0,04%). Когда температура достигает эвтектоидной (точка 3, фиг. 98), концентрация γ -фазы также достигает эвтектоидной. Таким образом в момент достижения точки 3 состояние сплава может быть представлено следующей формулой:



При температуре 723° в точке 3 происходит эвтектоидный распад сохранившегося еще аустенита с образованием перлитной структуры. Таким образом для точки 3' состояние сплава можно выразить следующей формулой:

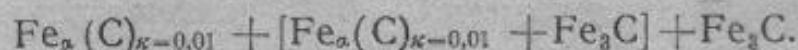


При дальнейшем охлаждении ниже точки 3 происходит только выделение цементита из α -раствора. Таким образом после полного охлаждения сплава до точки 4 структура сплава состоит из твердого раствора



Фиг. 99. Структура перлита. $\times 800$.

α (феррит), эвтектоида (перлит) и выделившегося цементита и может быть выражена следующей формулой:



На фиг. 100 показана микроструктура доэвтектоидной стали, содержащей 0,4% С. Микроструктура состоит из феррита и перлита в приблизительно одинаковом количестве.

При значительном содержании углерода, практически начиная от 0,3 до 0,4%, выделением цементита из α -раствора можно пренебречь. Количество его относительно настолько мало, что ни в структуре, ни

по своему влиянию на механические свойства он практически не обнаруживается. Однако при малом содержании углерода, меньше 0,2%, особенно меньше 0,1%, относительное влияние выделившегося цементита становится весьма заметным и пренебрегать им нельзя. В ряде встречающихся на практике случаев его влияние на механические свойства, особенно на сопротивление динамическим нагрузкам, становится очень большим.

Рассмотрим превращения в заэвтектоидных сталях.

Сплав, содержащий больше 0,80% С, но меньше 1,7%, отмечен на фиг. 98 ординатой K_2 . По окончании затвердевания этот сплав имеет структуру аустенита. При

Фиг. 100. Микроструктура доэвтектоидной стали (0,4% С). Феррит и перлит. $\times 250$.

охлаждении сплава аустенитная структура остается неизменной до точки 5, где начинается выделение цементита из пересыщенного твердого γ -раствора (аустенита). Ниже точки 5 и до точки 6 продолжается выделение цементита, причем концентрация остающегося аустенита стремится от K_2 к 0,80%. При температуре точки 6 концентрация аустенита достигает 0,80% С. При этой температуре происходит эвтектоидный распад аустенита с образованием механической смеси — перлита. Как уже известно, этот процесс идет при постоянной температуре, что на кривой охлаждения отмечается горизонтальною $b-b'$. По окончании превращения продолжается охлаждение сплава без всяких новых изменений (если пренебречь выделением цементита из феррита, входящего в состав перлита). Состояние сплава, соответствующее точке b' , можно представить следующей формулой:

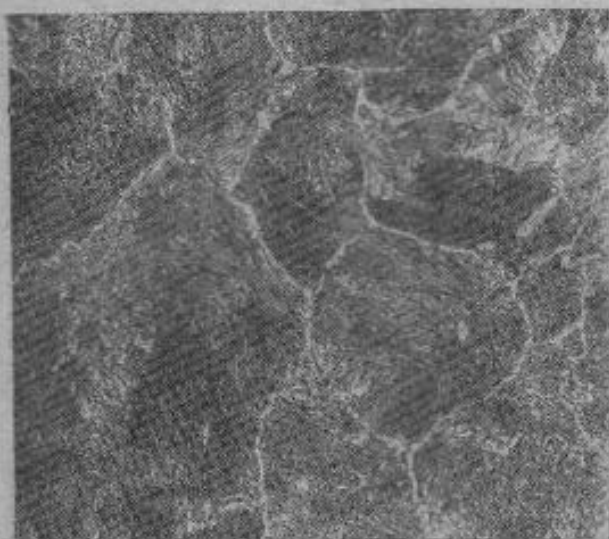


Практически то же состояние будет у данного сплава и в точке 7, т. е. по окончании охлаждения, так как количество цементита, выделяющегося здесь из α -фазы, будет ничтожно. Микроструктура такого сплава показана на фиг. 101.

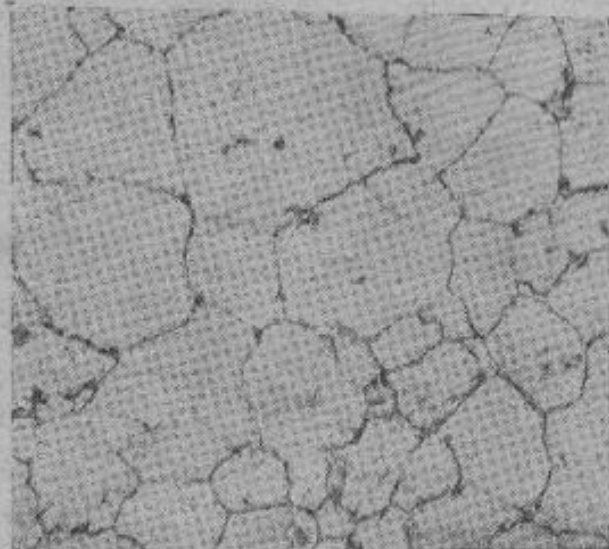
Чтобы обнаружить цементит в заэвтектоидных сталях, часто прибегают к травлению микрошлифов пикратом натрия. Этот травитель

окрашивает структурно свободный цементит в темнокоричневый (почти черный) цвет, почти не затрагивая перлита. Микроструктура приобретает вид, показанный на фиг. 102.

Анализируя процессы превращений, происходящих в сталях при их охлаждении, приходим к выводу, что по окончании превращений все стали представляют собой механическую смесь двух фаз: феррита и цементита. Начиная с содержания 0,04% С, имеющийся цементит образует с ферритом общую структурную составляющую — перлит. При дальнейшем увеличении содержания углерода до эвтектоидного (0,80%) в структуре увеличивается количество перлита. При более высоком со-



Фиг. 101. Микроструктура заэвтектоидной стали (1,2% С). Перлит и цементит (в виде сетки). $\times 450$.



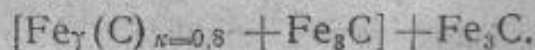
Фиг. 102. Микроструктура заэвтектоидной стали после травления пикратом натрия. Сетка цементита окрасилась в черный цвет. $\times 450$.

держании углерода, когда количество цементита превышает то, которое может быть структурно связано в виде эвтектоида, в стали имеется структурно свободный цементит, легко обнаруживаемый металлографически.

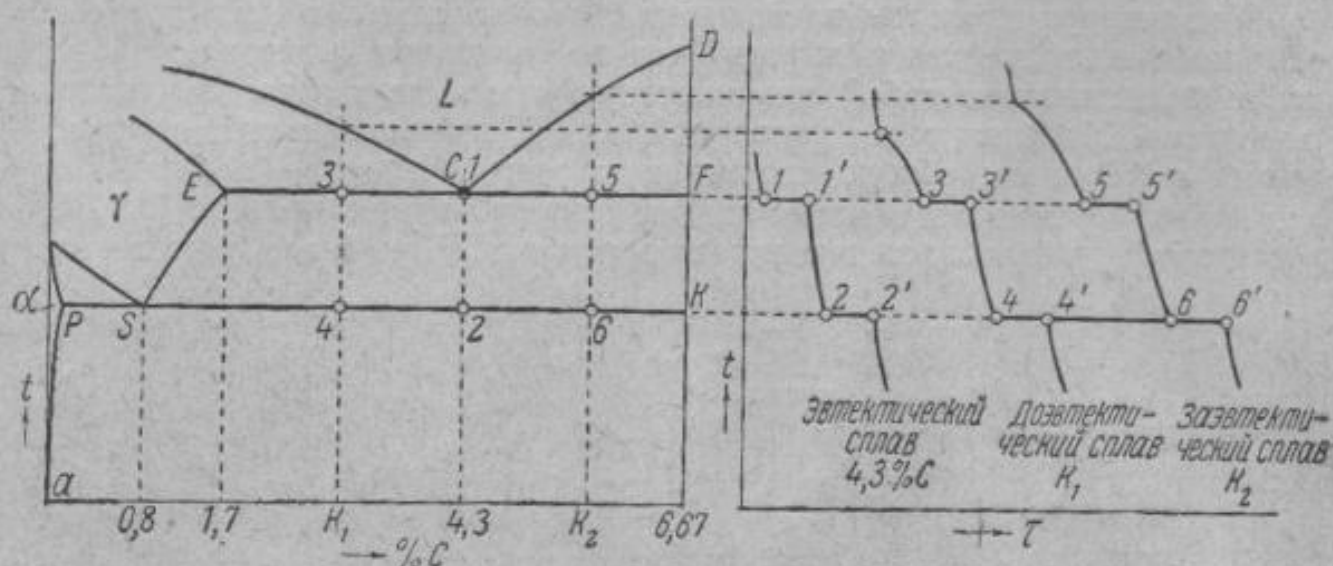
Перейдем к рассмотрению превращений, происходящих в чугунах, т. е. в железоуглеродистых сплавах, где содержание углерода больше 1,7%. Как мы уже видели выше, в результате кристаллизации в структуре чугуна содержится то или иное количество ледебуритной эвтектики, представляющей механическую смесь двух фаз: аустенита и цементита. В доэвтектическом чугуне имеется, помимо эвтектики, структурно свободный аустенит, в заэвтектических чугунах — структурно свободный цементит.

Сплав, содержащий 4,3% С (фиг. 103), по окончании затвердевания в точке С имеет чисто эвтектическую структуру.

Аустенит, входящий в состав эвтектики, имеет предельную концентрацию 1,7% С. При охлаждении сплава ниже точки С из аустенита выделяется цементит, а концентрация аустенита понижается согласно кривой ES. Процесс этот продолжается до точки 2. Для точки 2, в момент ее достижения, структуру сплава можно обозначить следующей формулой:

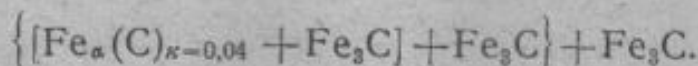


При эвтектоидной температуре в точке 2 происходит превращение аустенита в перлит, протекающее при постоянной температуре и соответствующее отрезку 2—2' на кривой охлаждения. Таким образом



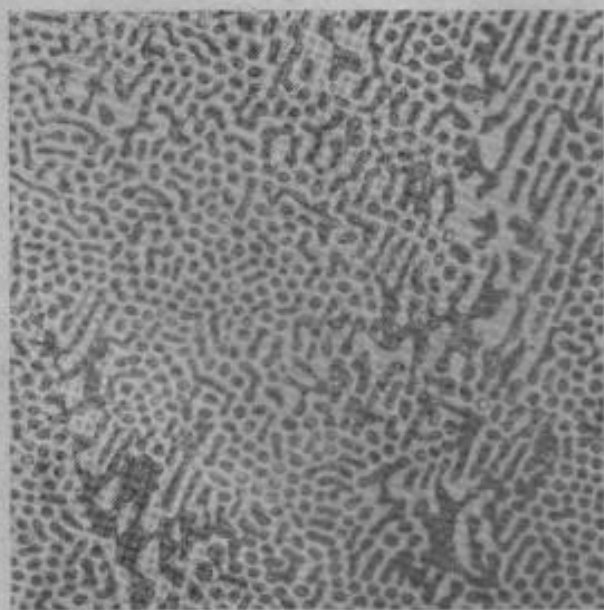
Фиг. 103. Диаграмма состояния системы железо—углерод. Превращения в высокоуглеродистых сплавах (чугунах).

для точки 2' по окончании эвтектоидного превращения структуру сплава можно характеризовать следующей формулой:



Выражение в квадратных скобках представляет собой перлит, а в фигурных скобках — ледебурит.

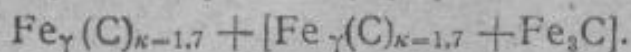
Дальнейшее охлаждение сплава ниже точки 2 не изменяет структуры сплава.



Фиг. 104. Микроструктура эвтектического чугуна (4,3% C). $\times 450$.

Микроструктура эвтектического чугуна, содержащего 4,3% C, показана на фиг. 104.

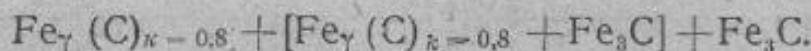
У доэвтектического чугуна концентрации K_1 (см. фиг. 103) по окончании затвердевания в точке 3 структура состоит из аустенита и ледебуритной эвтектики и соответствует следующей формуле:



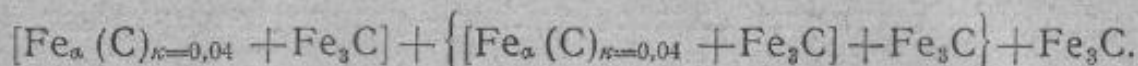
При дальнейшем охлаждении ниже точки 3 происходит, как и в предыдущем случае, выделение цементита из аустенита. Однако в этом случае выделение цементита имеет относительно большое значение, так как, помимо связанного аустенита, здесь имеется значительное количество свободного.

Как и в предыдущем случае, этот процесс продолжается до точки 4. В точке 4 при постоянной температуре происходит эвтектоидное превращение, после чего дальнейшее охлаждение не дает существенных изменений структуры сплава.

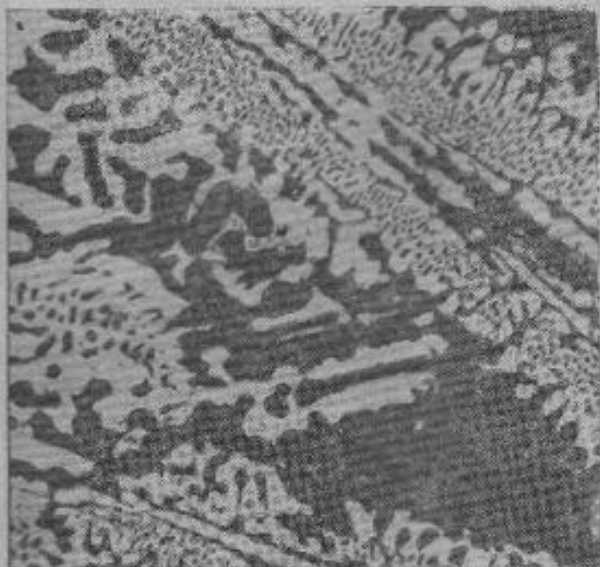
К началу превращения в точке 4 сплав имеет следующую структуру:



По окончании превращения в точке 4' сплав имеет следующую структуру:



В последних двух формулах выражения в квадратных скобках обозначают перлит, а в фигурных скобках — ледебурит.



Фиг. 105. Микроструктура доэвтектического чугуна. $\times 450$.



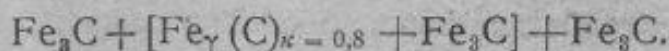
Фиг. 106. Микроструктура заэвтектического чугуна (Кашенко).

Сопоставляя обе эти формулы, легко видеть, что, несмотря на кажущуюся их сложность, здесь участвуют всего лишь три фазы: аустенит, феррит и цементит. Вследствие этого превращение в точке 4 (на кривой охлаждения участок 4—4') осуществляется при постоянной температуре.

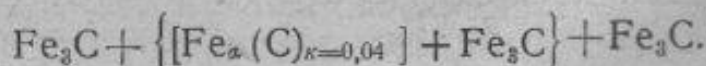
Микроструктура такого сплава показана на фиг. 105.

В заэвтектическом чугуне концентрации K_2 (см. фиг. 103) по окончании затвердевания в точке 5 структура состоит из структурно свободного цементита и эвтектики. При дальнейшем охлаждении ниже точки 5 из аустенита, входящего в состав эвтектики, происходит выделение цементита до точки 6.

Для точки 6 структуру сплава с учетом выделяющегося цементита можно выразить следующей формулой:



В точке 6, как и в обоих предыдущих случаях, происходит эвтектическое превращение, в результате которого в точке 6' сплав получает структуру, соответствующую следующей формуле:



Микроструктура такого сплава изображена на фиг. 106.

Анализируя превращения, происходящие в чугунах при охлаждении, видим, что и чугуны по окончании превращений также представляют собой механическую смесь двух фаз — феррита и цементита. Количество цементита здесь значительно больше, чем у сталей.

§ 3. Структурные составляющие железоуглеродистых сплавов

Диаграммы состояния сплавов железо—углерод показывают условия образования и существования различных структурных составляющих. Эти структурные составляющие следующие.

Аустенит. Аустенит является твердым раствором углерода в γ -железе по принципу внедрения. Кристаллическая решетка аустенита кубическая, гранцентрированная, с параметрами $3,62 \text{ \AA}$ (при 20° и $1,7\%$ С). Углерод находится в центре элементарного куба.

Предельная концентрация аустенита составляет $1,7\%$ С при эвтектической температуре 1130° . При понижении температуры растворимость углерода в аустените уменьшается и стремится к эвтектоидной ($0,80\%$ С). Такая предельная концентрация аустенита достигается при 723° . Эта температура является одновременно нижней границей существования устойчивого аустенита в сталях.

Наличие углерода в аустените искажает его кристаллическую решетку, причем это искажение пропорционально содержанию углерода. Искажение решетки является следствием того, что диаметр атома углерода равен $1,54 \text{ \AA}$, в то время как диаметр поры в γ -железе равен $1,02 \text{ \AA}$.

Феррит. Феррит представляет собой твердый раствор углерода в α -железе. Феррит устойчив до температуры 910° . Кристаллическая решетка феррита кубическая, объемноцентрированная с параметрами $2,87 \text{ \AA}$. В такой кристаллической решетке углерод нерастворим, ибо для атома углерода нет места, где он мог бы занять устойчивое положение. Однако в реальных кристаллах всегда имеются неправильности строения, искажения и атомные пропуски («дыры»). Эти дефекты строения обуславливают внедрение атома углерода в α -решетку; в реальных кристаллах обнаруживается растворимость углерода. Она составляет до $0,006\%$ при нормальной температуре и увеличивается до $0,04\%$ при 723° , что является максимальной растворимостью¹.

Феррит (технически чистое железо) характеризуется малой твердостью, малой прочностью и высокой пластичностью, а именно:

Предел прочности	$\sigma_B = 25 \text{ кг/мм}^2$
Предел текучести	$\sigma_s = 12$
Удлинение ($l_0 = 50 \text{ мм}$)	$\delta = 50\%$
Сжатие площади поперечного сечения	$\psi = 80\%$
Твердость по Бринеллю	$H_B = 80$

Механические свойства феррита сильно зависят от величины зерна. Феррит имеет различную твердость в зависимости от размера зерна (табл. 13).

Цементит. Цементит представляет собой химическое соединение железа с углеродом, т. е. карбид железа формулы Fe_3C . Таким образом цементит содержит 25 атомных или 6,67 весовых процентов углерода.

¹ Цифры эти недостаточно точны. Есть веские предположения, что растворимость углерода еще меньше и мало изменяется при изменении температуры.

Таблица 13

Число зерен на 1 мм ²	Твердость по Бринеллю	Число зерен на 1 мм ²	Твердость по Бринеллю
Монокристалл	65	111,0	90
0,5	70	641,0	93
2,5	77	1245,0	98
33,0	86	1855,0	100

Температура плавления цементита точно, неизвестна. Цементит при нагреве разлагается, поэтому определение температуры его плавления представляет большие экспериментальные трудности. Обычно принимают температуру плавления цементита равной 1600° С.

Кристаллическая решетка цементита сложная, ромбоэдрическая (см. ниже (фиг. 298)).

Цементит весьма тверд и хрупок. Твердость его приближается к 800 Н_В.

Форма цементита в стали имеет большое влияние на механические свойства, особенно на ударную вязкость ее. Если цементит находится в виде прослоек (сетки) по границам зерен, сталь становится хрупкой.

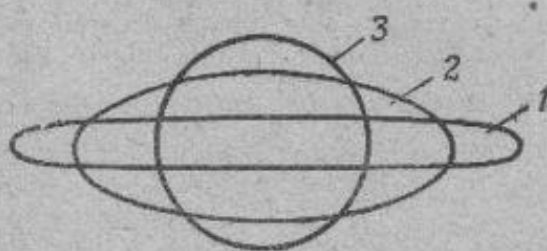
Устранение цементитной сетки достигается соответствующей термической обработкой.

Перлит. Перлитом называется смесь феррита и цементита, являющаяся продуктом распада аустенита, охлаждаемого весьма медленно (с небольшим переохлаждением). Концентрация углерода в перлите составляет 0,80%. Твердость перлита — около 180 Н_В.

Сталь, содержащая 0,80% С, имеет чисто перлитную структуру. Как при уменьшении, так и при увеличении содержания углерода в стали ее структура изменяется. Количество перлита в обоих случаях уменьшается пропорционально изменению содержания углерода.

Типичная структура перлита — полосчатая (см. фиг. 99), где чередуются полоски феррита и цементита. Однако полосчатая форма цементита не является вполне стабильной. Поэтому при нагреве, когда подвижность атомов возрастает, стремление к стабильности заставляет их перемещаться и образовывать более стабильные формы с минимумом свободной энергии.

На фиг. 107 изображена одиночная пластинка цементита 1, окруженная твердым раствором — ферритом. Концы этой пластинки являются термодинамически менее стабильными, чем средняя часть. Поэтому, когда цементит в среднем находится в равновесии с окружающим его твердым раствором, концы пластинки будут переходить в раствор и в то же время из раствора будут осаждаться частички на среднюю часть пластинки. Таким образом пластинка будет последовательно видоизменяться (2 и 3), т. е. переходить в зернистую (глобулярную или сфероидизированную) форму.



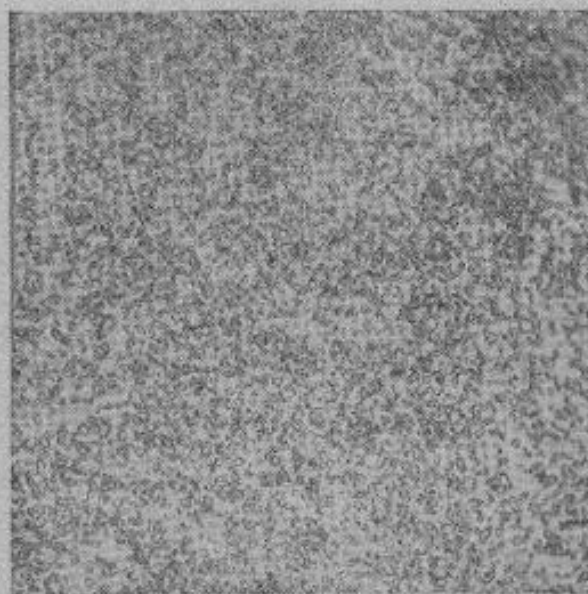
Фиг. 107. Схема сфероидизации пластинки цементита.

Сфероидизированная структура показана на фиг. 108. Структуру со сфероидизированным цементитом часто называют «зернистым перлитом».

Ледебурит. Ледебуритом называется эвтектическая смесь аустенита и цементита, образующаяся при кристаллизации жидкого сплава, содержащего 4,3% С при температуре 1130°. При дальнейшем охлаждении ледебурит сохраняется до 723°.

При температуре 723° аустенит превращается в перлит. Это превращение охватывает также и аустенит, входящий в состав ледебурита. Таким образом ниже 723° ледебурит представляет уже не смесь аустенита с цементитом, а смесь перлита с цементитом.

Микроструктура ледебурита была показана на фиг. 104.



Фиг. 108. Сфероидизированный (зернистый) цементит в стали с 0,8% С. $\times 800$.

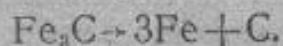
§ 4. Процесс графитизации. Серые и ковкие чугуны

Выше были рассмотрены превращения, происходящие в сплавах, содержащих больше 1,7% С, т. е. в чугунах. При этом принимали, что цементит, структурно связанный в виде эвтектики (ледебурита) или в виде эвтектоида (перлита), а также и структурно свободный цементит сохраняются до низких температур.

Во многих случаях это действительно так. Цементит не подвергается никаким изменениям. Чугун

имеет тогда высокую твердость, а его излом — характерный блестящий вид. Такой чугун называется *белым*.

Однако цементит является эндотермическим, а потому неустойчивым соединением. При наличии подходящих условий он распадается на железо и свободный углерод (графит) по следующей схеме:

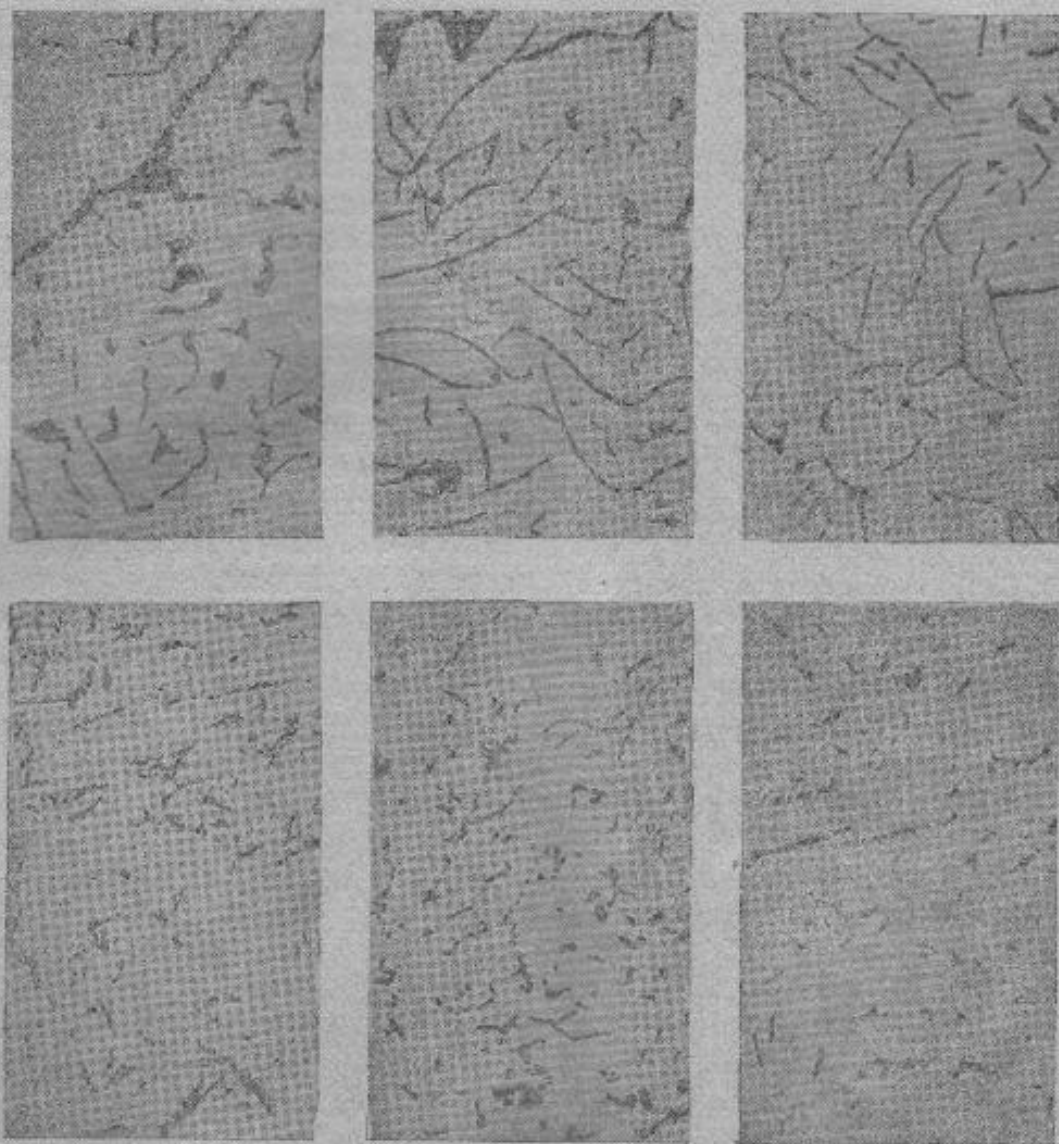


Чугун, в котором произошел распад цементита и образовался графит, теряет высокую твердость и блеск и приобретает серый излом. Такой чугун называется *серым*.

Распад цементита происходит медленно; чем выше температура, тем он протекает быстрее. Если времени мало, то распад цементита не успевает произойти, и цементит сохраняется. Таким образом при ускоренном охлаждении можно рассчитывать на сохранение цементита, т. е. на получение белого чугуна. Наоборот, при медленном охлаждении, когда успел произойти распад цементита, чугун будет получаться серым.

Графитизация происходит чаще всего в момент кристаллизации сплава. При этом образуется графит в виде чешуйчатых пластинок или полосок, залегающих в основной металлической массе в разных направлениях. Величина графитных включений и их форма могут изменяться в довольно широких пределах (фиг. 109).

Существенное влияние на графитизацию оказывают примеси, находящиеся в чугунах. Одни из них, как, например, марганец, хром и молибден, увеличивают устойчивость цементита и, следовательно, способствуют получению белого чугуна. Другие, как, например, кремний, никель и алюминий, уменьшают устойчивость цементита, увеличивают



Фиг. 109. Графитные включения в сером чугуне. Нетравлено. $\times 200$.

скорость графитизации и, следовательно, способствуют получению серого чугуна.

В производственных условиях для получения белого чугуна чаще всего увеличивают содержание марганца, а для получения серого — кремния.

При получении серого чугуна процесс графитизации может проходить с различной интенсивностью, главным образом, в зависимости от содержания кремния. При этом основная металлическая структура чугуна также будет различной.

Возьмем доэвтектический чугун, содержащий 3% С и малое количество кремния. Такой чугун, особенно при повышенной скорости охлаждения, будет иметь структуру, состоящую из перлита и ледебурита (см. фиг. 105).

Если в жидком чугуна увеличивать содержание кремния, то будет уменьшаться устойчивость кристаллизующегося цементита. В первую очередь начнется графитизация цементита, входящего в состав ледебуритной эвтектики (ледебуритного цементита).



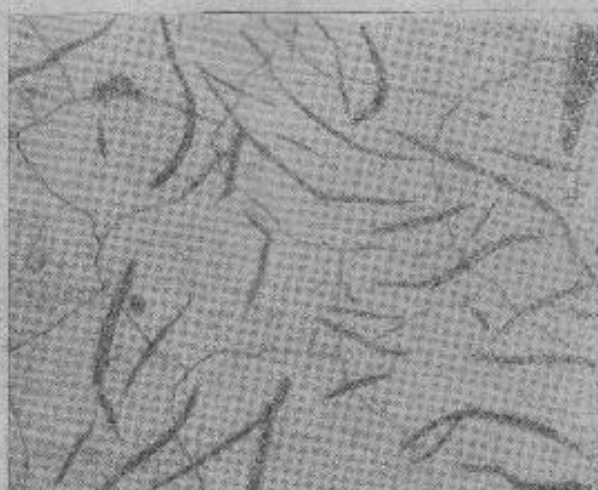
Фиг. 110. Структура перлитного чугуна (3,2% С). Перлит и графит. $\times 450$.

Получается так называемый «половинчатый» чугун, в котором при наличии чешуек графита сохраняются остатки ледебурита. При дальнейшем увеличении содержания кремния графитизация распространится на весь ледебуритный цементит. Ледебурита совершенно не останется. Чугун при температуре 723° (линия *PSK* диаграммы состояния) будет иметь структуру аустенита, пронизанного полосками графита. Ниже этой температуры, когда пройдет превращение аустенита в перлит, структура чугуна будет состоять из перлита и графита (фиг. 110). Такой чугун называется перлитным.

Если еще больше увеличивать содержание кремния в чугуна, то начнется распад и перлитного цементита (цементита, входящего в состав перлита). При этом будет появляться структурно свободный феррит, освобождающийся из перлита. Структура чугуна становится феррито-перлитной с прожилками графита (фиг. 111).



Фиг. 111. Структура феррито-перлитного чугуна. Перлит, феррит и графит. $\times 450$.



Фиг. 112. Структура ферритного чугуна. Феррит и графит. $\times 100$.

Наконец, при достаточно большом содержании кремния в чугуна может произойти полное разложение всего цементита, имеющегося как в структурно свободном состоянии, так и входящего в перлит. Структура такого чугуна будет состоять из феррита с графитом (фиг. 112), а чугун будет называться ферритным.

Количество кремния, требующегося для получения того или иного чугуна, можно определить по диаграмме фиг. 113. По оси ординат от-

ложено содержание углерода, по оси абсцисс — кремния. Задавшись содержанием углерода, допустим, 3%, можно видеть, что структура белого чугуна сохраняется при наличии не более 0,8% Si. Перлитные чугуны получаются при содержании кремния от 1,2 до 2,3%. Начиная с 2,9% Si чугун становится ферритным.

Из диаграммы также ясно, что при увеличении содержания углерода в чугуне усиливается графитизация.

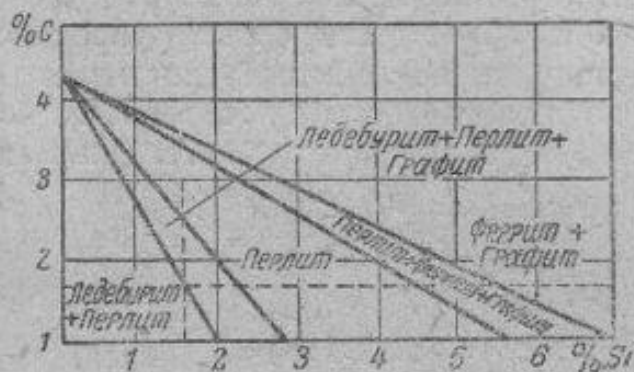
Свойства чугуна. Из изложенного следует, что структура чугуна состоит из нескольких структурных составляющих. Свойства их различны. Так, например, твердость цементита по Бринеллю около 800, перлита — около 200, феррита — около 100, а твердость графита настолько мала, что может не приниматься во внимание. Твердость белого чугуна наивысшая — 400—500. В результате графитизации твердость перлитного чугуна падает до 180—200 и еще ниже для чугуна с ферритом.

Наличие полосок графита уменьшает сопротивление чугуна разрыву и изгибу. Места залегания графита в чугуне подобны надрезам в его металлической основе.

Как известно, у надрезов происходит концентрация напряжений, которая тем больше, чем уже и длиннее надрез. Поэтому, чем короче и круглее графитные включения, тем выше прочность чугуна. Важными положительными свойствами серого чугуна являются его легкая обрабатываемость резанием и хорошая износоустойчивость при работе на трение (особенно при малой скорости), а также хорошие литейные свойства. Наилучшие механические свойства чугун приобретает при структуре: мелкие завихреные включения графита на перлитном фоне. Такой чугун называется высококачественным и получается при надлежащем (в зависимости от размера детали) соотношении в содержании основных элементов (C—Mn—Si), при специальном ведении плавки (с перегревом), при введении модификаторов. В авиастроении высококачественный перлитный чугун применяется для изготовления поршневых колец. Такой чугун содержит 3—4% C (из этого количества ~0,8% C в форме цементита, а остальное в форме графита), 1,5—3,0% Si, ~1% Mn, ~0,5% P. Твердость такого чугуна около 250 НВ.

Ковкий чугун. Для улучшения механических свойств серого чугуна включения графита необходимо сделать не чешуйчатыми, а сферическими. Чугун с такой структурой называется ковким чугуном. Этого достигают при помощи специальной термической обработки белого чугуна.

Если белый чугун нагреть до 900—1000°, то разложение цементита идет при условиях, отличающихся от тех, которые бывают в чугуне, охлаждаемом после затвердевания. В чугуне, охлажденном и затем вновь нагретом, число центров кристаллизации графита значительно больше, чем после затвердевания. Поэтому кинетика образования графитных включений иная. Графит образуется в виде сферических включений.



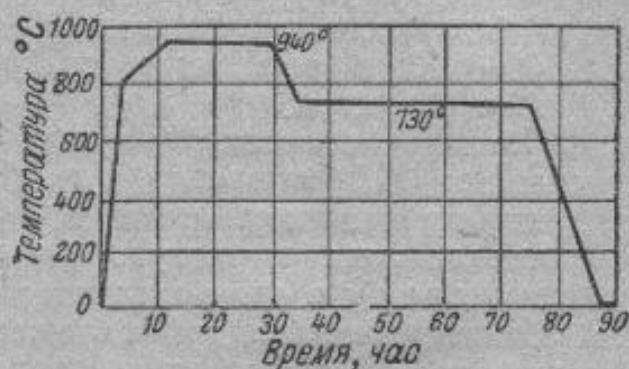
Фиг. 113. Структурная диаграмма для чугуна.

При упомянутой выше температуре (около 1000°) разложиться может только ледебуритный и избыточный цементит. Структура чугуна после охлаждения будет перлитно-графитной. Для разложения также и перлитного цементита нужно либо весьма медленное охлаждение в интервале температур $720-650^{\circ}$, либо длительная выдержка при температуре немного ниже точки A_1 (около 730° для чугуна, содержащего кремний, который повышает точку A_1). В результате получается ферритная основа с включением округлых включений графита или углерода отжига (фиг. 114).

График такого процесса показан на фиг. 115. Прочность (временное сопротивление разрыву) ковкого чугуна составляет $35-40 \text{ кг/мм}^2$, что в $1,5-2$ раза больше прочности обыкновенного серого чугуна. Удлинение при разрыве достигает $12-18\%$, что указывает на хорошую пластичность (у серого чугуна удлинение не превосходит $4-5\%$). Ковкий чугун может гнуться и легко обрабатывается резанием.



Фиг. 114. Структура ковкого чугуна. Феррит и графит (углерод отжига). $\times 450$.



Фиг. 115. График отжига для получения ковкого чугуна.

Если чугун закалить, то после этого отжиг для получения ковкого чугуна идет в несколько раз быстрее. Вместо $70-75$ час. для полной графитизации требуется всего $10-12$. Причина этого явления заключается в создании большого числа центров кристаллизации при закалке чугуна.

§ 5. Влияние так называемых «постоянных примесей»

В идеальном случае сталь и чугун представляют собой бинарные сплавы железа с углеродом. Однако изготовление таких чистых железо-углеродистых сплавов представляет для современной металлургии практически неосуществимую задачу. Даже в чистейших сплавах, выплавляемых в лабораторных условиях с максимальными предосторожностями, неизбежно встречаются примеси. Тем более в сплавах, изготовляемых в производственных условиях, количество примесей часто является весьма значительным. Такие примеси, неизбежно встречающиеся в стали, иногда называют «постоянными», или «обыкновенными» в отличие от примесей, которые вводятся в стали и чугуны умышленно в определенных, заранее заданных количествах. В последнем случае стали и чугуны получают название «специальных», или «легированных». Наиболее часто встречающимися обычными примесями являются марганец, кремний, сера и фосфор. Две последние примеси в подавляющем большинстве случаев рассматриваются как вредные и содержание их снижается до возможного минимума.

а) Марганец

Из числа постоянных примесей марганец, безусловно, является важнейшей. Ни одна сталь (за весьма малым исключением) не выплавляется без того, чтобы в нее не вводился марганец. В отдельных случаях при выплавке специальных марганцовистых сталей содержание марганца может доводиться до 13—15%, но в обычных сталях оно не превышает 1% и чаще всего находится в пределах до 0,3—0,8%. Марганец является одним из важнейших раскислителей и, кроме того, в значительной мере обезвреживает серу, о чем подробнее будет сказано ниже.

По этим причинам марганец причислен к так называемым «стратегическим» материалам. СССР является крупнейшим производителем и экспортером марганцовых руд на мировом рынке.

При большем, чем обычное, содержании марганца заметно повышается прочность и понижается ударная вязкость. Это понижение особенно заметно при повышении содержания углерода в стали.

б) Кремний

Кремний является вторым по важности постоянным составным элементом в промышленных сталях. Как и марганец, кремний — один из важнейших раскислителей. В процессе выплавки стали кремний восстанавливает железо из окислов и в дальнейшем способствует получению плотного, беспузыристого слитка. Поэтому кремний используется при металлургическом процессе выплавки стали.

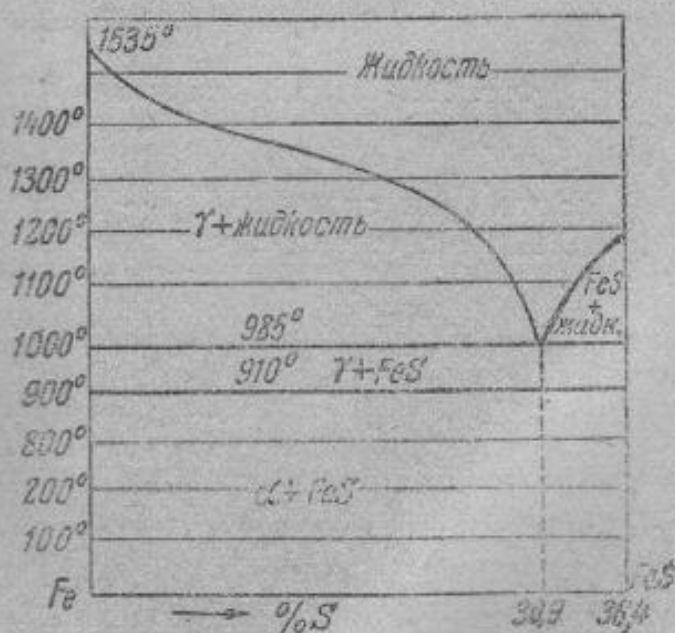
В обычных конструкционных сталях содержание кремния не превышает 0,3—0,4%. В этих количествах кремний практически не влияет на технологические и другие свойства стали. При содержании больше 0,4—0,5% Si сталь должна рассматриваться как специальная, а кремний — не как постоянный, а как специальный легирующий элемент.

в) Сера

Сера попадает в сталь либо из шихтовых материалов, либо из топлива (кокс и др.). С железом сера образует химическое соединение FeS. Диаграмма состояния железа и FeS представлена на фиг. 116. На диаграмме видно, что сернистое железо с железом образует эвтектику, содержащую 31% S и имеющую температуру плавления 985°.

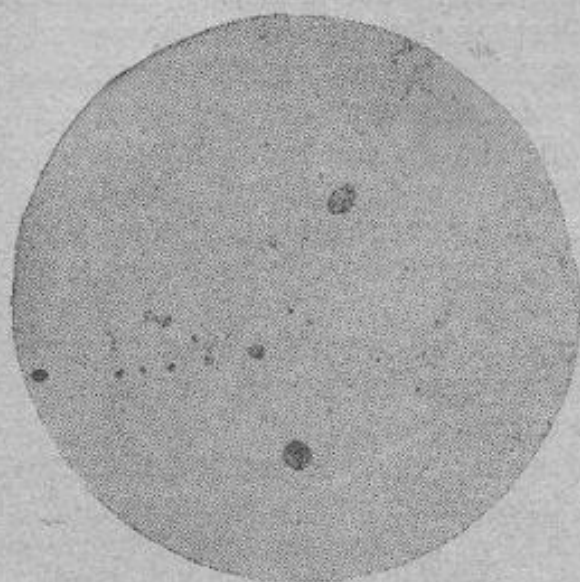
При нагреве стали до температурковки или проката (1000—1200°) эвтектика расплавляется и находится в стали в виде капель жидкости (фиг. 117).

Так как жидкости несжимаемы, то от удара молота при ковке жидкая эвтектика прорывает основной металл (фиг. 118). В резуль-



Фиг. 116. Диаграмма состояния системы Fe—FeS.

тате сталь при ковке или прокатке образует рванины (как с поверхности, так и внутри) и называется *красноломкой*.



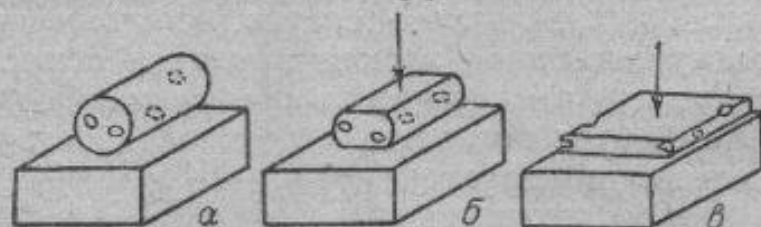
Фиг. 117. Микроструктура стали, содержащей 0,2% S.

Вредное действие серы заключается в создании красноломкости. Сталь, содержащая значительное количество серы, является красноломкой также и в интервале температур 800—980°. Это объясняется сетчатым расположением хрупких сернистых соединений (фиг. 119). Специальная термическая обработка, заставляющая коагулировать составляющие зернистой эвтектики, устраняет красноломкость в интервале температур 800—980°.

При введении в жидкую сталь марганца происходит обменная реакция:



Реакция эта обратима, и поэтому она не может идти в одном направлении до конца. Слева направо, т. е. в сторону образования MnS, она идет с положительным тепловым эффектом.

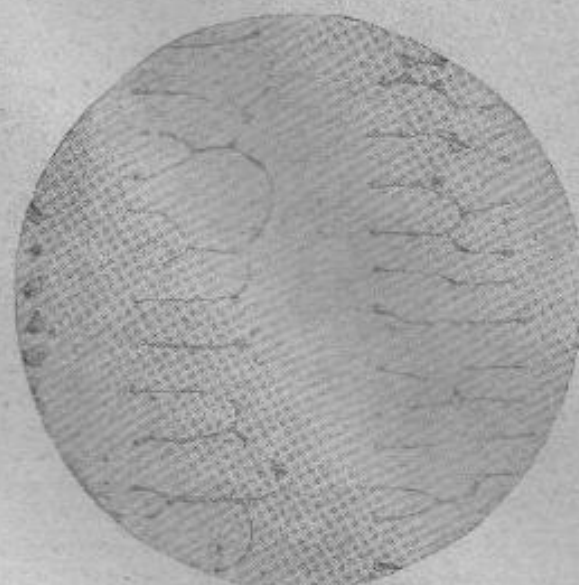


Фиг. 118. Схема образования рванин при ковке стали с повышенным содержанием серы.

Эвтектика системы FeS — MnS имеет температуру плавления 1181° (фиг. 120), т. е. выше, чем эвтектика Fe — FeS. Следовательно, образование MnS вместо FeS устраняет красноломкость или, во всяком случае, уменьшает ее. Для этого необходимо, чтобы отношение содержания марганца к содержанию серы было 3:1, а кислорода было меньше 0,04%.

Однако присутствие MnS, менее вредного, чем FeS, все же является нежелательным. Вытянутые и точечные включения MnS ослабляют живое сечение работающей детали и, главное, создают условия для местной концентрации напряжений. При переменных и знакопеременных нагрузках включения часто являются очагами разрушения деталей от усталости.

Предельное содержание серы в качественных сталях обычно не пре-



Фиг. 119. Расположение сернистого железа в виде сетки. 2% S.

вышает 0,03%. Иногда серы допускается до 0,04%, иногда же, в более ответственных случаях, не больше 0,025%. При этом легкоплавкая сернистая эвтектика практически отсутствует. Могущий оказаться незначительный избыток серы связывается в виде MnS .

г) Фосфор

Фосфор в тех пределах, в каких он встречается в сталях (сотые или десятые доли процента), входит в твердый α -или γ -раствор (фиг. 121). Только при наличии выше 1,2% P появляются выделения Fe_3P , и присутствие фосфора может быть обнаружено микроскопически. Однако фосфор весьма склонен к ликвации, и при невысоком среднем его содержании ликвационные участки очень сильно обогащаются фосфором.

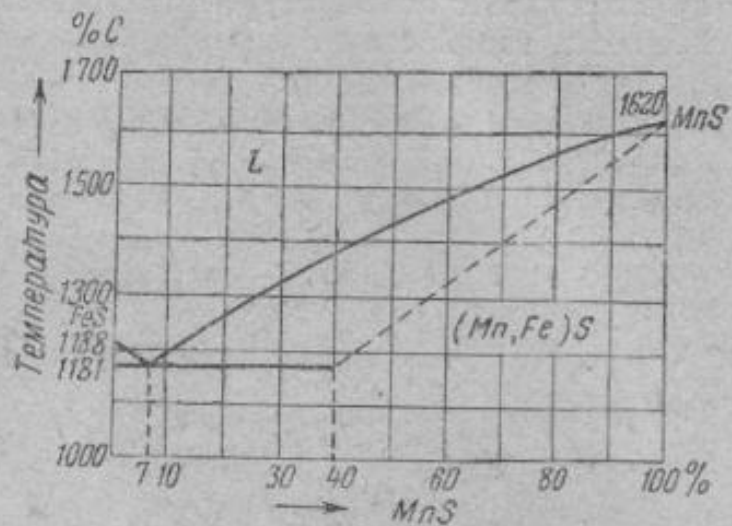
Фосфор, входя в α -раствор, повышает крепость, но пластичность и особенно ударную вязкость снижает чрезвычайно резко. Последнее связано, повидимому, также и с укрупнением зерна в такой стали. Из фиг. 122 следует, что ударная вязкость при содержании фосфора всего около 0,25% падает очень низко. Сталь становится совершенно непригодной как конструкционный материал, испытывающий динамические нагрузки в условиях работы.

Такая сталь называется хладноломкой.

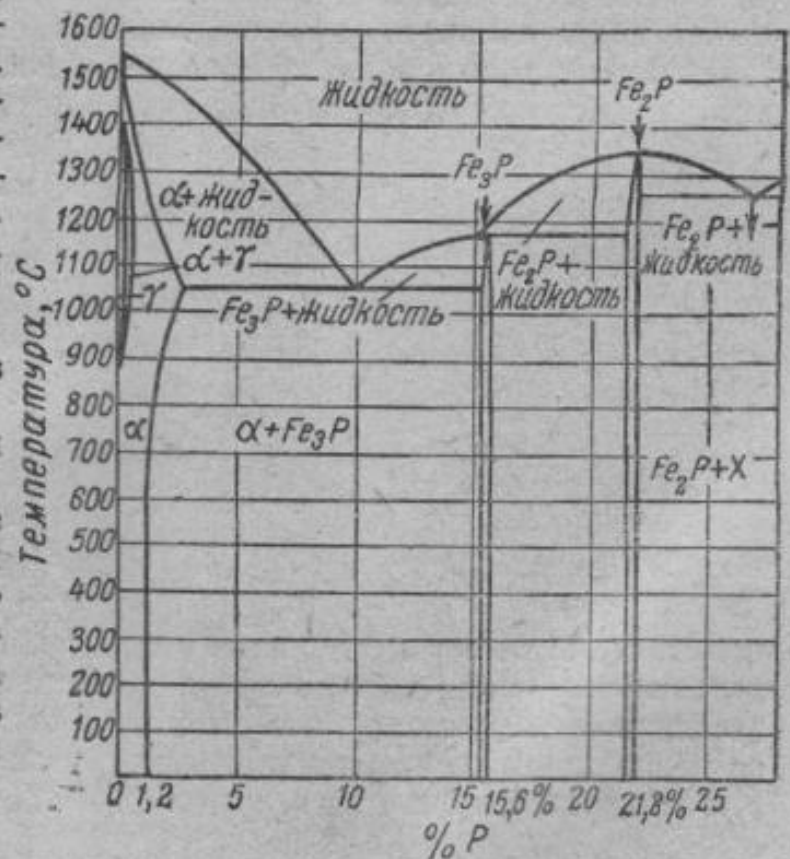
Предельное содержание фосфора в качественных сталях обычно не превышает 0,03%. Иногда оно допускается до 0,04%, иногда снижается до 0,025% — в зависимости от назначения стали.

д) Кислород

Кислород в стали может присутствовать преимущественно в виде окислов: FeO , MnO , SiO_2 и Al_2O_3 . Наличие этих соединений в заметных количествах указывает на недостаточно тщательно проведенное раскисление стали и удаление продуктов реакции в шлак.

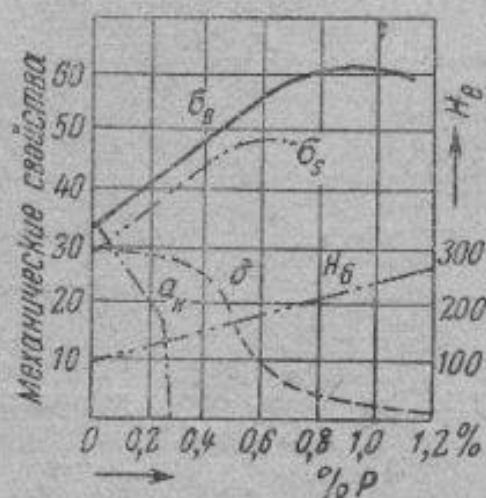


Фиг. 120. Диаграмма состояния системы $FeS-MnS$.

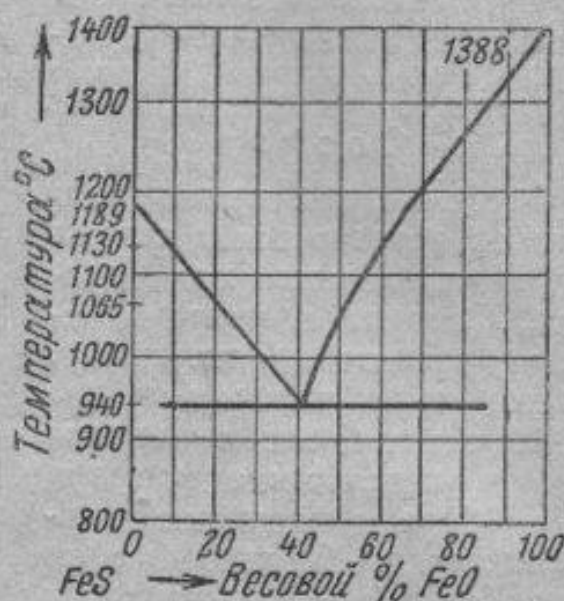


Фиг. 121. Диаграмма состояния системы $Fe-P$.

Особенно вредным является наличие закиси железа FeO при повышенном содержании серы. В системе $\text{FeS}—\text{FeO}$ (фиг. 123) образуется эвтектика с температурой плавления 940° . Этим усиливается красноломкость такой стали.



Фиг. 122. Механические свойства малоуглеродистой стали, содержащей фосфор.



Фиг. 123. Диаграмма состояния системы $\text{FeS}—\text{FeO}$.

Наличие мелко раздробленных и равномерно распределенных включений Al_2O_3 является в определенных случаях даже желательным. Имея высокую температуру плавления и плохо поддаваясь коагуляции, мелкие частички Al_2O_3 играют роль центров кристаллизации. Такие



Фиг. 124. Крупные включения Al_2O_3 в стали.

стали являются наследственно мелкозернистыми. Под микроскопом такие мельчайшие частицы окислов неразличимы.

Крупные вытянутые включения Al_2O_3 показаны на фиг. 124. Такие включения всегда нежелательны.

До настоящего времени не выработан метод определения содержания кислорода в стали, который мог бы широко применяться в повседневной практике. Поэтому предельное содержание кислорода в технических условиях на сталь обычно не указывается. Однако принято, что качественная сталь должна быть свободной от кислорода. Это обеспечивается надлежащим контролем металлургического процесса, а также анализом микроструктуры стали.

ЛИТЕРАТУРА

- А. А. Бочвар. Металловедение. Металлургиздат, 1945.
 Г. А. Кашенко. Курс общего металловедения. Металлургиздат, 1941 г.
 Н. А. Минкевич. Свойства стали и чугуна. Госмашметиздат, 1932.

ГЛАВА VI

УПРУГОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ¹

§ 1. Основные определения

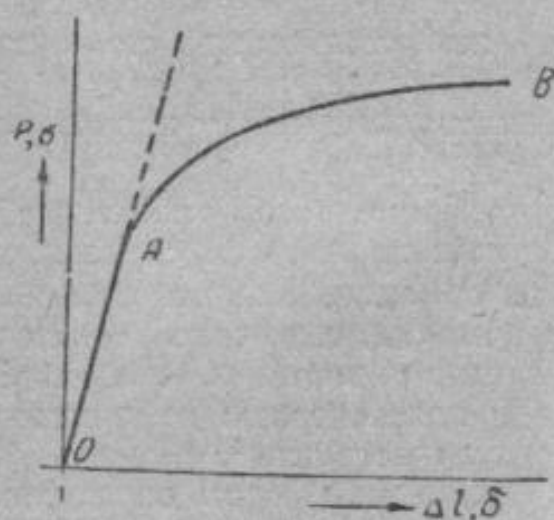
Процесс деформации материала под воздействием внешних нагрузок в общем случае состоит из: а) упругой деформации, т. е. деформации, исчезающей после снятия нагрузки; б) пластической деформации, т. е. деформации, остающейся и после снятия нагрузки; в) разрушения (разделения) материала, т. е. деформации, сопровождающейся разрушением материала.

В первой главе указывалось, что свойства кристалла зависят от направления приложения нагрузки, т. е. от ориентации пространственной решетки по отношению к действующим силам. Однако при большом числе кристаллов и их случайной ориентировке анизотропность свойств кристалла обычно не имеет существенного значения. Поэтому реальный поликристалл можно рассматривать как сплошное тело, обладающее одинаковыми свойствами во всех направлениях.

Основной задачей прочности является установление связи между нагрузками (силами, моментами), действующими на тело, и происходящей при этом деформацией.

Эта связь наиболее наглядно отображается диаграммами деформации. В качестве примера такой диаграммы на фиг. 125 приведена кривая абсолютного удлинения Δl в зависимости от нагрузки P при растяжении, которая начинается с прямолинейного участка OA , переходящего затем в криволинейный участок кривой AB . Переход в пластическую область обычно сопровождается не только появлением остаточных деформаций, но также постепенным уменьшением тангенса угла наклона касательной к кривой.

Однако диаграмма (в координатах $P-\Delta l$) оказывается недостаточной при более глубоком изучении процесса деформации. Прежде всего



Фиг. 125. Изменение абсолютного удлинения в зависимости от растягивающей нагрузки при растяжении.

¹ Написана проф. докт. техн. наук Я. Б. Фридманом.

оказывается целесообразным изучать не абсолютные величины силы и удлинения (при измерении которых невозможно сравнивать результаты, полученные на образцах различных размеров), а относительные, удельные величины. Простейшими примерами таких относительных величин являются условные напряжения σ [сила P , отнесенная к единице площади начального поперечного сечения $\sigma = \frac{P}{F_0}$ (1)] и относительное удлинение δ (изменение длины Δl , отнесенное к начальной длине образца l), т. е.

$$\delta = \frac{\Delta l}{l}. \quad (2)$$

Если заменить на диаграмме фиг. 125 силу P напряжением σ , а абсолютное удлинение Δl — относительным δ , то диаграмма при этом не изменится, так как, переходя на координаты $\sigma - \delta$, мы значения P и Δl делим на постоянные величины F и l . Начальный участок диаграммы попрежнему характеризуется прямолинейным участком OA .

Отношение напряжения к удлинению на этом участке — постоянная величина и характеризует при упругой деформации «жесткость» материала:

$$\frac{\sigma}{\delta} = E. \quad (3)$$

Величина E называется модулем нормальной упругости и имеет ту же размерность, что и напряжение (кг/мм^2).

Переход через точку A сопровождается отклонением от указанной зависимости между напряжением и деформацией в сторону увеличения деформации.

Кроме того, отклонение от прямолинейной зависимости обычно, хотя и не во всех случаях, сопровождается и появлением остаточной деформации. Напряжения ниже точки A не вызывают остаточной деформации, т. е. тело после снятия нагрузки примет прежнюю форму и прежние размеры. Напряжение выше точки A вызовет остаточную или пластическую деформацию, форма и размер тела изменятся после снятия нагрузки¹.

Таким образом определяются две важнейшие характеристики:

предел упругости σ_e — максимальное напряжение, до которого сохраняются только упругие деформации;

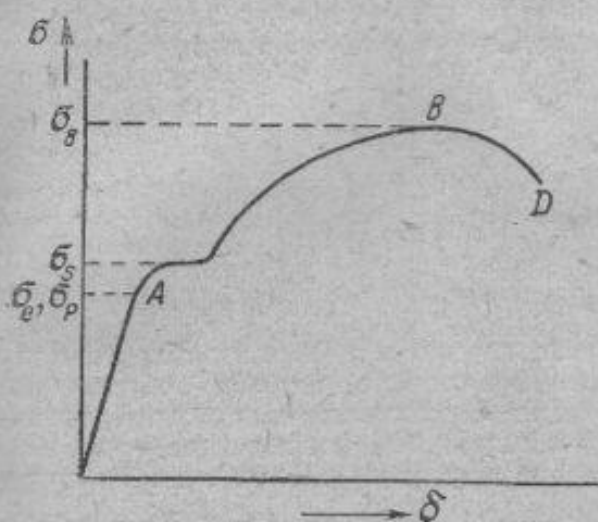
предел пропорциональности σ_p — максимальное напряжение, до которого сохраняется прямая пропорциональность между напряжением и деформацией.

Обычно σ_e и σ_p определяются при весьма малых отступлениях от закона пропорциональности и при весьма малых остаточных деформациях; эти характеристики сравнительно сложны для определения. Поэтому вводится более грубо определяемая характеристика — условный предел текучести σ_s или $\sigma_{0,2}$ — величина, при которой пластическая деформация достигла определенной величины (обычно 0,2% от рабочей длины образца).

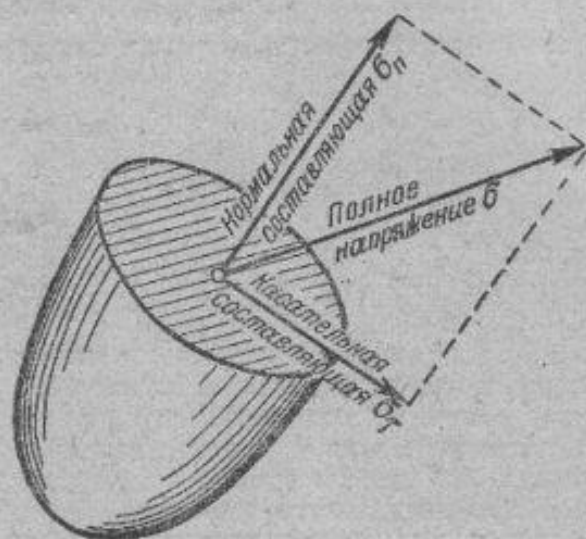
¹ Величина остаточной деформации увеличивается по мере увеличения напряжения выше точки A и может быть определена по диаграмме. Она равна абсциссе соответствующей точки кривой AB , отсчитываемой от прямой, являющейся продолжением линии OA ; расстояние от этой прямой до оси ординат дает значение упругой деформации при данном напряжении.

У некоторых материалов (мягкая сталь, железо) немного выше точки *A* наблюдается горизонтальная площадка (фиг. 126). Материал как бы течет без увеличения нагрузки (отсюда и термин «предел текучести»). Такое направление кривой объясняется особенностями структуры материала (наличие хрупких составляющих).

У некоторых металлов разрушение образцов наступает в точке *B* (см. фиг. 125) при максимальном напряжении. Величина эта наиболее легко определяется (как частное от деления максимальной растягивающей нагрузки на площадь поперечного сечения образца) и называется пределом прочности, или временным сопротивлением σ_B . Однако у большинства пластичных металлов разрушение при ра-



Фиг. 126. Диаграмма растяжения металлов, дающих площадку текучести.



Фиг. 127. Разложение полного напряжения на касательную и нормальную составляющие (схема).

стяжении происходит не при максимальной нагрузке, а при несколько меньшей (точка *D* на фиг. 126). Это объясняется тем, что окончание растяжения сопровождается местным утонением образца (образованием шейки), вследствие чего нагрузка в момент разрыва и напряжение, отнесенное к исходному сечению, могут быть меньше, чем напряжение в какой-то предыдущий момент растяжения.

Прежде чем изучать более подробно зависимость напряжения от деформации, необходимо точно установить, что понимается под этими терминами.

Напряжением в данной точке тела называют силу, деленную на площадь, причем в общем случае сила не перпендикулярна площади. Как показали многочисленные эксперименты, в большинстве случаев деформация определяется не полным напряжением σ (фиг. 127), а его составляющими для той же площадки σ_n и σ_t , геометрической (векторной) суммой которых является полное напряжение σ . Составляющая σ_n называется нормальным напряжением, а σ_t — касательным напряжением. Следует подчеркнуть, что нормальные напряжения могут вызвать только упругую деформацию, тогда как касательные напряжения вызывают как упругую, так и пластическую деформацию.

Действительно, всестороннее сжатие, вызывая сжимающие напряжения, как это было в опытах Бриджмена, до 1500 кг/мм^2 и выше, не

вызывает пластической деформации, тогда как одностороннее сжатие напряжением в несколько десятков кг/мм^2 вызывает у того же материала пластическую деформацию. Столь значительное различие между всесторонним и односторонним сжатием заключается в том, что при одностороннем сжатии возникают не только нормальные, но и касательные напряжения, которые и вызывают пластическую деформацию, тогда как при всестороннем напряжении действуют только одни нормальные напряжения.

Практически и теоретически важно знать величины:

- а) максимального нормального растягивающего напряжения $\sigma_{n \max}$;
- б) максимального касательного напряжения $\sigma_{\tau \max}$, которое обычно обозначается τ_{\max} .

Как известно из учения о сопротивлении материалов, максимальные касательные напряжения τ_{\max} равны полуразности крайних нормальных напряжений:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}.$$

При всестороннем сжатии

$$\sigma_{\max} = \sigma_{\min},$$

следовательно,

$$\tau_{\max} = 0.$$

В ряде случаев решающее значение имеют нормальные растягивающие, а не касательные напряжения. Например, хрупкое разрушение (отрыв) обусловлено растягивающими нормальными напряжениями. Для нормальных напряжений различают положительные (растягивающие $+\sigma_n$) и отрицательные (сжимающие $-\sigma_n$) нормальные напряжения, в то время как для касательных напряжений знак не имеет столь принципиального значения.

В каждой точке напряженного тела приложена сила определенной величины и направления (вектор силы). Так как через каждую точку тела можно провести бесчисленное множество различно ориентированных площадок, то в зависимости от того, к какой из этих площадок относить силу, можно получить для каждой точки бесчисленное множество полных напряжений, а следовательно, и бесчисленное множество касательных и нормальных напряжений.

Величина $\sigma_{n \max}$ определяет опасность разрушения (обычно хрупкого) путем отрыва, вторая величина $\sigma_{\tau \max}$ — процесс пластической деформации и (обычно вязкое) разрушение путем среза.

Только в очень немногих случаях напряжения можно измерить как частное от деления силы на площадь поперечного сечения. Это можно сделать только в тех случаях, когда напряжения можно считать (хотя бы с известным приближением) равномерно распределенными по сечению и, таким образом, рассматривать все деформируемое сечение тела (образца) как находящееся в *однородном* напряженном состоянии. К таким случаям относятся одноосное растяжение и сжатие образца, постоянного по длине сечения.

Для растягиваемого образца, на котором образовалась шейка (местное уменьшение сечения), а тем более для образцов с надрезом, с отверстием и т. п., относя растягивающую силу к единице площади поперечного сечения, можно получить только некоторое среднее значение напряжения, которое может значительно отличаться от максимальных и минимальных значений для отдельных точек сечения (см. фиг. 140).

Подсчитывая напряжения при малых деформациях, т. е. при деформации в упругой области ниже точки А (фиг. 125), изменением поперечного сечения мы пренебрегаем ввиду его малой величины и в течение всего процесса деформации относим силы к начальному (неизменному) сечению. Однако в пластической области (правее точки А на фиг. 125) изменение сечения деформируемого тела становится уже весьма значительным.

Подсчитывать напряжения можно двумя способами:

а) силу можно относить к *исходному* сечению до деформации (так называемые условные напряжения); так поступают, например, при подсчетах предела прочности σ_R при стандартных механических испытаниях;

б) можно учитывать изменение сечения при деформации и относить силу уже не к начальному сечению, а к сечению в каждый данный момент деформации (истинные напряжения); такие подсчеты применяют при построении диаграмм истинных напряжений, приведенных ниже.

Истинные напряжения могут сильно отличаться по величине от условных напряжений. Это различие зависит от величины предшествовавшей деформации. Например, у высокопластичной хромоникелевой аустенитной стали типа 18-8 в момент достижения максимальной нагрузки при растяжении условное напряжение равно 77 кг/мм^2 , в то время как соответствующее истинное напряжение составляет 143 кг/мм^2 , т. е. почти в два раза большую величину.

В случаях, когда деформация мала (в частности, у хрупких материалов — чугуна, алюминиевые литые сплавы и т. п.), различие между истинными и условными напряжениями может быть весьма небольшим.

Подобно тому как при подсчете напряжений целесообразно рассматривать не полное напряжение, а его касательную и нормальную составляющие, целесообразно рассматривать отдельно деформацию от нормальных напряжений (удлинения и укорочения, т. е. относительные изменения расстояния между двумя точками тела) и деформации от касательных напряжений (сдвиг, т. е. угловые изменения)¹.

Как уже указывалось выше, различают упругую и пластическую деформации. Первая устраняется после снятия внешней силы, вторая остается. Однако различие между упругой и пластической деформациями не только в этих внешних проявлениях. Упругая деформация — изменение расстояния между атомами, вызванное нагрузкой. Снятие нагрузки устраняет причину, вызывающую изменение расстояния, и деформация исчезает.

Остаточная пластическая деформация заключается в остаточном перемещении одной части кристалла по отношению к другой. Снятие нагрузки не ведет к обратному перемещению части кристалла, и остается пластическая деформация.

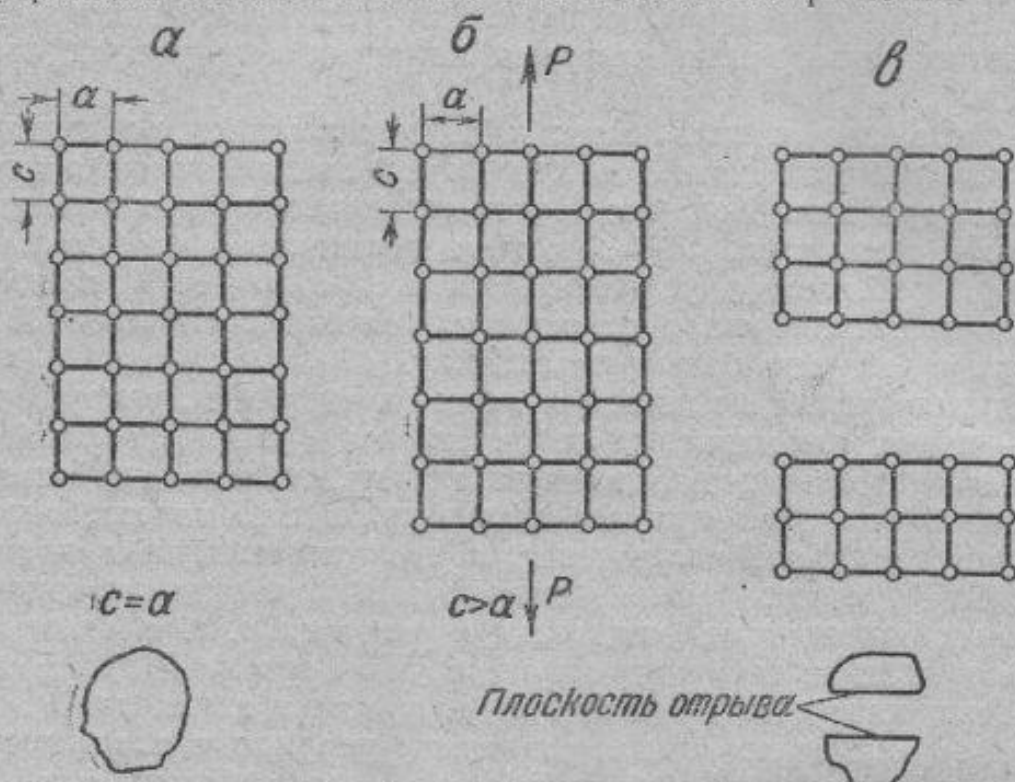
Нормальные напряжения, как видно на фиг. 128, сначала вызывают упругую деформацию, но когда напряжения превзойдут определенный предел, расстояние между атомами увеличивается настолько, что связи между ними преодолеваются, и происходит отрыв одной части кристалла от другой.

Касательные напряжения (фиг. 129) сначала тоже вызывают упругое искажение кристаллической решетки, но затем, по мере увеличения действующих сил, одна часть кристалла перемещается по отношению к другой, не нарушая целостности кристалла. Это и есть пластическая деформация. Следует отметить, что при дальнейшем увеличении нагрузки деформация обычно не проходит второй раз по старой плоскости сдвига. Следовательно, чем больше сдвигов вызвала нагрузка, тем менее металл способен к последующей пластической деформации. Наконец, напряжение достигает какого-то критического пре-

¹ Можно доказать, что максимальный сдвиг γ_{\max} равен разности крайних удлинений $\delta_{\max} - \delta_{\min}$, т. е. $\gamma_{\max} = \delta_{\max} - \delta_{\min}$. При всестороннем сжатии $\delta_{\max} = \delta_{\min}$, следовательно, $\gamma_{\max} = 0$.

дела, когда пластическая деформация из-за отсутствия возможных поверхностей и направлений сдвигов становится невозможной, и дальнейшее повышение нагрузки приводит к разрушению.

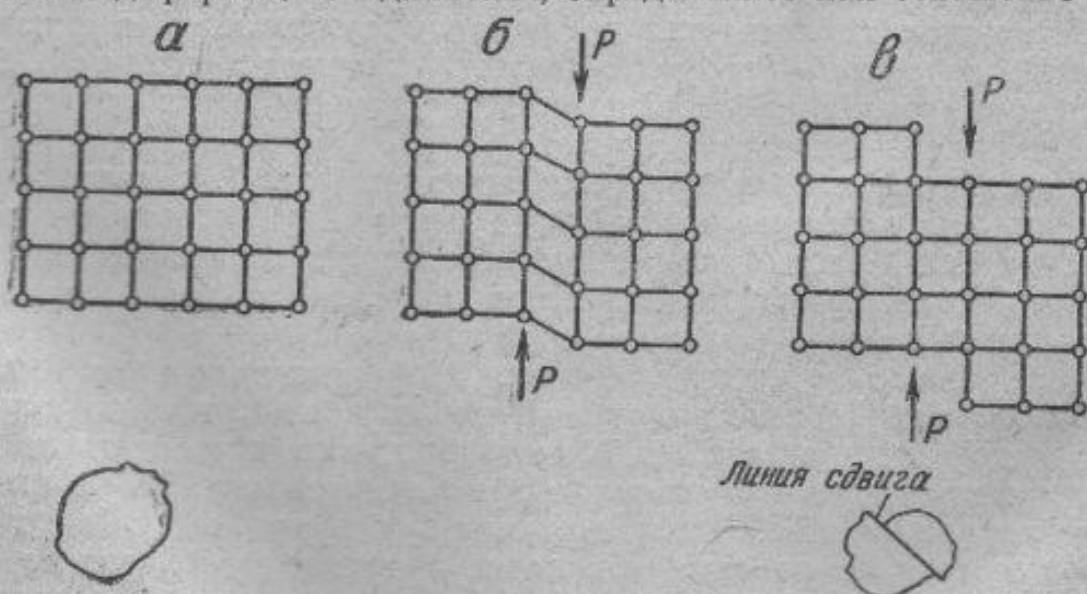
Таким образом упругую деформацию и разрушение материала вызывают как нормальные напряжения, так и касательные. Пластическую же деформацию вызывают только касательные напряжения.



Фиг. 128. Схематическое изображение действия нормальных растягивающих напряжений на кристаллическую решетку.

Справа—разрушение путем отрыва.

Так же как и для напряжений, целесообразно различать условные и истинные деформации. Удлинение, определенное как отношение изме-



Фиг. 129. Схематическое изображение действия касательных напряжений на кристаллическую решетку.

Справа — остаточная деформация путем сдвига.

нения длины к начальной длине, является условным удлинением. Для определения истинного удлинения следует в каждый момент измене-

ние длины делить на длину в этот момент и получить таким образом истинное удлинение для каждого момента деформации:

$$l = \int_{l_0}^{l_k} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_k}{l_0} = \ln \frac{F_0}{F_k} = \ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right), \quad (4)$$

где l_k и l_0 — конечная и начальная длины образца;
 F_k и F_0 — конечное и начальное сечения образца;
 ψ — сужение шейки.

Во многих случаях важное значение имеет удельная работа деформации (т. е. работа, затрачиваемая на деформацию единицы объема тела).

Работа деформации в пластической области определяется как площадь диаграммы деформации (в координатах истинное напряжение — истинное удлинение) и имеет важное значение как характеристика вязкости материала.

§ 2. Упругая деформация

Всякая деформация начинается с упругой деформации. Как у весьма мягких материалов типа свинца, который начинает пластически деформироваться при самых незначительных напряжениях, так и у очень хрупких чугунов можно точными измерениями обнаружить небольшую упругую область. Для большинства материалов, в том числе для большинства металлических сплавов, в упругой области напряжения линейно возрастают с увеличением деформации (закон Гука). В наиболее простом виде этот закон выражается так:

$$\frac{\sigma}{\delta} = E, \quad (5)$$

т. е. напряжение σ прямо пропорционально удлинению δ . Коэффициентом пропорциональности служит величина E , характеризующая интенсивность возрастания напряжений с увеличением деформации.

Выраженный таким образом закон называется иногда *элементарным законом Гука*, так как в данном случае учитываются напряжения и деформации только в одном направлении.

Можно установить зависимость не только между нормальными напряжениями и удлинениями (фиг. 130, а), но и между максимальными касательными напряжениями и максимальными сдвигами:

$$\frac{\sigma_{\tau \max}}{\gamma_{\max}} = G,$$

где G , называемый модулем сдвига, является коэффициентом пропорциональности между $\sigma_{\tau \max}$ и γ_{\max} .

Наконец, в случае всестороннего (гидростатического) сжатия напряжением P , измеряя относительное изменение объема $\chi = \frac{\Delta V}{V}$, получим закон Гука в следующей форме:

$$K = \frac{P}{\chi},$$

где K — модуль объемного сжатия.

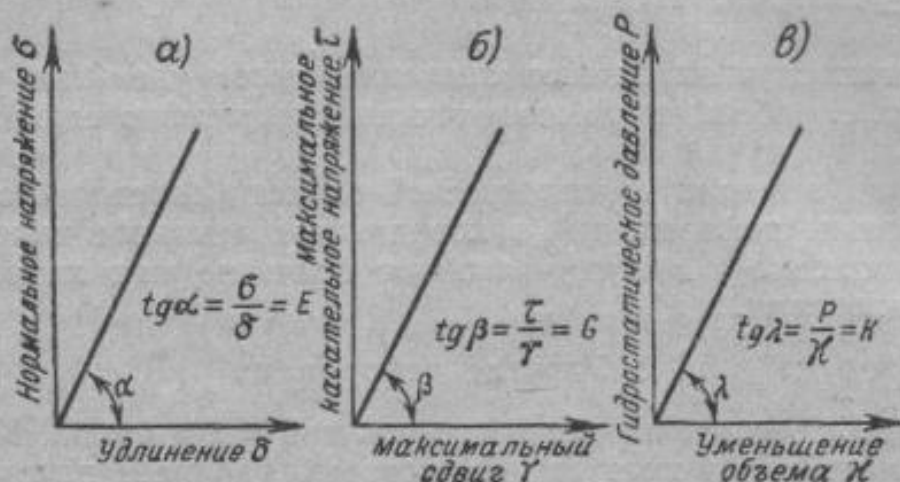
Графическое изображение закона Гука при различных напряженных состояниях приведено на фиг. 130.

Экспериментальные исследования показали, что под действием одноосного напряженного состояния (например, при осевом растяжении или сжатии) происходит трехосная деформация.

Поперечная деформация при упругом растяжении-сжатии характеризуется коэффициентом Пуассона μ , равным отношению поперечной деформации к продольной, взятым с обратным знаком. Для большинства металлов значение коэффициента μ находится между 0,25 и 0,35.

Основные упругие константы E , G и μ связаны между собой зависимостью

$$E=2G(1+\mu). \quad (6)$$



Фиг. 130. Диаграммы упругой деформации.

а—при одноосном растяжении; б—при сдвиге; в—при всестороннем (гидростатическом) сжатии.

Тангенс угла наклона диаграмм к оси абсцисс характеризует соответствующий модуль упругости E , G и K .

Как указано выше, все технические металлы и сплавы представляют собой агрегаты весьма большого количества мелких (с поперечными размерами порядка $10^{-2} \cdot 10^{-3}$ мм) кристаллитов, каждый из которых имеет вполне определенную кристаллографическую ориентировку. В гетерогенных сплавах имеется несколько различных типов кристаллитов. Для изучения свойств реальных металлических материалов-поликристаллов важно знание свойств отдельных кристаллов (монокристаллов). Конечно, ввиду весьма малых размеров монокристаллов, составляющих технический сплав, изучение механических свойств мелких кристаллов практически невозможно. Поэтому для изучения свойств кристаллов приходится выращивать специальными методами отдельные крупные монокристаллы.

В настоящее время получены монокристаллы различных металлов и сплавов весом в несколько килограммов и детально изучены их механические свойства. В частности, у монокристаллов всех металлов также обнаружена при малых напряжениях прямолинейная зависимость между напряжением и деформацией, т. е. монокристаллы, как и поликристаллические тела, подчиняются закону Гука.

Монокристалл, как и всякое кристаллическое тело, обладает анизотропией свойств; следовательно, упругие константы, как и другие свойства монокристалла, зависят от направления.

Поэтому всестороннее давление может вызвать изменение формы монокристалла, так как модуль упругости монокристалла в различных направлениях различен.

Упругие свойства поликристалла, состоящего из тысяч монокристаллов, имеющих в различных направлениях различные модули упругости, можно подсчитывать при помощи усреднения свойств монокристаллов (табл. 14).

Из табл. 15 следует, что анизотропия упругих свойств зависит не только от типа кристаллографической решетки, но и от природы металла. Алюминий и медь, σ -железо и вольфрам имеют попарно одинаковые решетки, но резко различную анизотропию упругих свойств. Из той же таблицы следует, что упругие свойства поликристаллов находятся (по величине) между максимальными и минимальными свойствами монокристаллов. Это подтверждается также совпадением по величине подсчитанных (усредненных) свойств поликристаллов с данными экспериментальных наблюдений.

Таблица 14

Упругие свойства моно- и поликристаллов

Тип решетки	Металл	Модуль нормальной упругости, кг/мм ²			
		у монокристаллов		у поликристаллов	
		максимальный	минимальный	подсчитанный	экспериментальный
Кубическая	Алюминий	7 700	6 400	7 170	7 200
Гранецентрированная	Медь	19 100	6 800	11 950	12 100
	Серебро	11 700	4 400	7 500	8 000
	Золото	11 400	4 300	7 750	8 100
Кубическая объемно-центрированная	Железо	29 000	13 500	20 700	21 400
	Вольфрам	40 000	40 000	—	—
Гексагональная	Магний	5 140	4 370	4 510	4 500
	Цинк	12 630	3 560	10 040	10 000
	Кадмий	8 300	2 880	6 110	5 100

Так как упругая деформация является деформацией кристаллической решетки, то ее можно измерить рентгенографически по изменению параметра кристаллической решетки при нагружении металла. На этом основании разработан имеющий важное практическое значение рентгенографический метод измерения остаточных напряжений.

Основные упругие константы металлов E , G , μ относятся к числу наиболее стабильных, наименее изменяющихся под влиянием различных факторов механических свойств.

Скорость деформации практически не влияет на упругие свойства (E , G , μ).¹

Установлено, что величина модуля E увеличивается с увеличением плотности решетки (уменьшением межатомного расстояния).

Нагрев и вызванное этим увеличение межатомных расстояний одновременно вызывает и уменьшение модуля нормальной упругости.

Модули упругости различных групп металлов существенно отличаются друг от друга (табл. 15), отношение же модулей E и G для различных металлов примерно постоянно.

Таблица 15

Металл	Модуль нормальной упругости E , кг/мм ²	Модуль сдвига G , кг/мм ²	Металл	Модуль нормальной упругости E , кг/мм ²	Модуль сдвига G , кг/мм ²
Алюминий	7 200	2 700	Железо (α)	21 000	8 400
Медь	12 100	4 400	Магний	4 500	1 800
Серебро	8 000	2 700	Цинк	10 000	3 700

¹ Звук, как известно, представляет собой механические колебания, распространяющиеся в упругой среде, поэтому скорость звука характеризует скорость распространения упругой деформации в твердом теле.

Скорость упругой деформации, равная скорости звука, значительно выше, чем применяемые в практике скорости приложения нагрузок. При деформации в упругой области можно считать, что она проходит мгновенно, и поэтому скорость деформации не влияет на упругие свойства.

Значения модулей E и G у железа значительно больше, чем у других технических металлов. Поэтому железо и его сплавы (стали) являются особенно ценным конструкционным материалом.

Модуль нормальной упругости и модуль сдвига являются характеристиками данного металла и сплавов на основе этого металла. Действительно, если легировать вторым компонентом, который нерастворим в первом, то решетка основного металла не изменится, и величина модуля у сплава практически остается близкой к модулю основного металла. Если же вводить металл, растворимый в основном металле, то модуль несколько изменится. Уменьшение параметра кристаллической решетки (т. е. сближение атомов) ведет к увеличению модуля. Правда, в количественном отношении это изменение невелико.

Термическая обработка практически мало изменяет величины модулей E и G .

Поэтому все методы обработки металла, существенно влияющие на многие механические характеристики металла (σ_B , H_B , σ_s и т. д.), мало отражаются на величинах модуля упругости и модуля сдвига.

Предел упругости, предел текучести и другие характеристики отражают уже не свойства материала в упругой области, а переход от упругой к упруго-пластической деформации. Поэтому не может быть никакой закономерной связи между упругими характеристиками E , G , μ и пределом упругости σ_e (и близкими к нему свойствами, например, σ_s и т. п.).

§ 3. Пластическая деформация

Пластической называют остаточную (остающуюся после снятия нагрузки) деформацию, происходящую без разрушения. Величина остаточной деформации в момент разрушения (удлинения, сдвиги и т. п. в процентах) является мерой пластичности материала.

Материалы, имеющие малую величину пластической деформации до разрушения, называются *хрупкими*, независимо от тех нагрузок, которые необходимо было приложить для осуществления этой деформации.

Все металлы в той или иной степени обладают пластичностью, только для ее выявления нужны определенные условия деформации (температура, способ нагружения и т. п.). Даже хрупкие интерметаллические соединения при температурах, близких к температуре плавления, становятся пластичными. Поэтому нет металлических материалов, хрупких во всем интервале температур существования их в твердом состоянии. Это явление, вероятно, связано со специфической природой металлической связи, с наличием свободных электронов в металлической решетке. Характер приложения внешних нагрузок, от которого зависит напряженное состояние материала, определяет, хрупким или пластичным является материал.

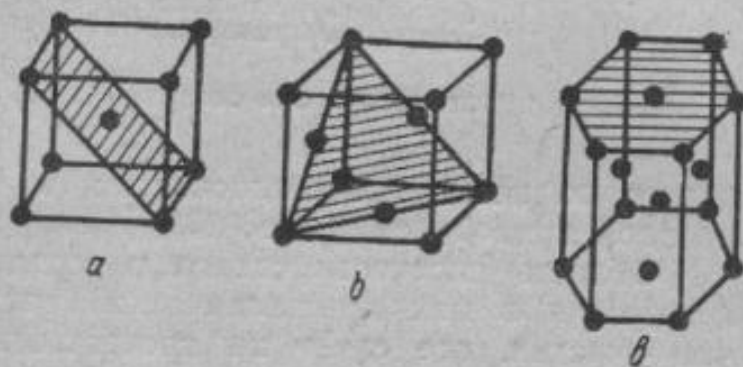
Переход в пластическую область обычно обнаруживается не только по прямому признаку — появлению пластических деформаций, но, как правило, сопровождается резким уменьшением наклона кривой с увеличением степени деформации.

Не следует, однако, смешивать характеристики пластичности и вязкости металла: последняя характеризуется работой, поглощенной единицей объема тела при пластической деформации.

Пластичность (абсцисса конечной точки кривой деформации) характеризует предельную способность материала к пластической деформации. Вязкость, характеризующая работу, поглощенную единицей объема металла, определяется как произведение прочности на пластичность. Поэтому вязкость может изменяться не только вследствие изменения пластичности, но также и вследствие изменения прочности при неизменной пластичности.

Рассмотрим сначала пластическую деформацию отдельных монокристаллов. Процесс пластической деформации происходит путем сдвигов (трансляций, соскальзываний), причем эти сдвиги происходят по вполне определенным кристаллографическим плоскостям и кристаллографическим направлениям.

В каждом из трех наиболее распространенных типов кристаллических решеток, в которых кристаллизуются основные металлы: в кубической объемноцентрированной (Fe_α , W , Mo , V , Cr), кубической гранецентрированной (Al , Cu , Ni , Fe_γ) и гексагональной (Zn , Cd , Mg) можно чисто геометрически подсчитать наиболее плотно усеянные атомами кристаллографические плоскости. Для указанных трех типов решеток это будут соответственно плоскость ромбического додекаэдра (фиг. 131,а), плоскость октаэдра (фиг. 131,б) и плоскость базиса (фиг. 131,в). В свою очередь в этих наиболее плотно усеянных атомами плоскостях, если их совместить с плоскостью чертежа, легко указать наиболее плотно усеянные атомами направления.



Фиг. 131. Наиболее плотные кристаллографические плоскости, по которым происходят пластические сдвиги.

Основная закономерность пластической деформации металлов заключается в том, что пластические сдвиги происходят по наиболее «плотным» кристаллографическим плоскостям и вдоль наиболее «плотных» направлений. В объемноцентрированной кубической решетке таких плоскостей шесть, в гранецентрированной — четыре и в гексагональной — две. Поэтому металлы, кристаллизующиеся в гексагональной решетке, обладают меньшей пластичностью, чем металлы, кристаллизующиеся в кубических решетках.

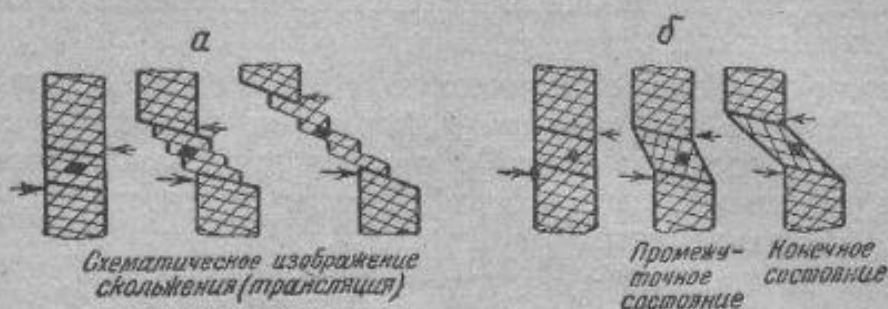
Основная закономерность пластической деформации металлов заключается в том, что пластические сдвиги происходят по наиболее «плотным» кристаллографическим плоскостям и вдоль наиболее «плотных» направлений. В объемноцентрированной кубической решетке таких плоскостей шесть, в гранецентрированной — четыре и в гексагональной — две. Поэтому металлы, кристаллизующиеся в гексагональной решетке, обладают меньшей пластичностью, чем металлы, кристаллизующиеся в кубических решетках.

Пластическая деформация осуществляется не только трансляцией и скольжением. Вторым типом пластической деформации является механическое двойникование, при котором части деформируемого кристалла переходят в положение, симметричное по отношению к остальной части кристалла (фиг. 132).

Деформируя монокристалл и перейдя предел упругости, т. е. такое напряжение, которое вызывает остаточную деформацию, получим первый пластический сдвиг. Монокристалл превратится по крайней мере в бикристалл, в два кристалла, разделенных друг от друга плоскостью сдвига.

Физический смысл предела упругости заключается в появлении первых сдвигов.

Дальнейшее повышение нагрузки ведет к упругой деформации (которая и выше точки *A*, т. е. выше предела упругости — пропорциональна напряжению), пока не образуется новый сдвиг. В результате мы должны были бы иметь ступенчатую кривую (фиг. 133), которая, однако, при обычных грубых измерениях, а также при одновременном

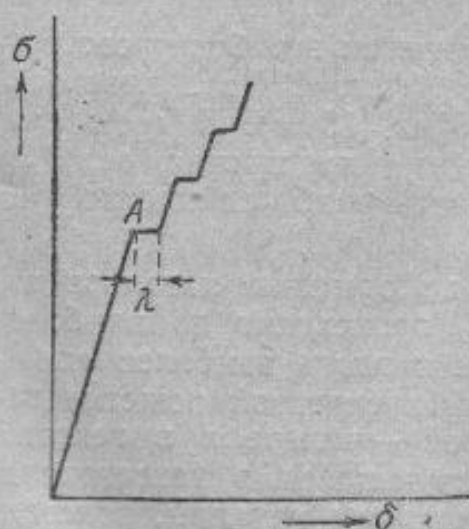


Фиг. 132. Схема скольжения (а) и двойникования (б).

сдвиге по нескольким плоскостям и направлениям, принимает вид плавной кривой (см. фиг. 125).

Область плоскости сдвига и соседних к ней объемов вследствие искажения в них кристаллической решетки является более прочной, чем участки, где сдвиг не произошел. Поэтому при повышении нагрузки новые сдвиги могут произойти или в направлениях, параллельных первому сдвигу, или в других кристаллографически благоприятных плоскостях. Обычно напряжение не вызывает дальнейшего развития сдвига в той плоскости, где сдвиг уже произошел.

Следовательно, пластическая деформация развивается путем образования все новых и новых сдвигов. Металл упрочняется (так как уменьшается число направлений для образования сдвигов, пока дальнейшее повышение напряжения не вызовет разрушения (разделения) материала).



Фиг. 133. Схематическая кривая деформации монокристалла. Пластическая деформация идет скачками.

§ 4. Разрушение материала

Всякий процесс деформации, как упругой, так и упруго-пластической, при достаточном повышении напряжений (а иногда и при достаточно длительном воздействии постоянного напряжения) заканчивается разрушением (разделением) материала. Таким образом разрушение является той конечной стадией, которая обрывает процесс упругой

или пластической деформации. Поэтому такие предельные механические характеристики, как максимальная пластичность и максимальная вязкость (работа деформации единицы объема до разрушения), при прочих равных условиях обуславливаются сопротивлением разрушению. Разрушение может произойти от касательных напряжений путем среза или от нормальных напряжений — путем отрыва.

Необходимо указать на весьма существенное различие между срезом и отрывом. Орыв может произойти без предварительной пластической деформации («хрупкий отрыв»). Наоборот, срез вызывается

теми же касательными напряжениями, которые вызывают и пластическую деформацию, и потому получить срез, без предшествующей пластической деформации, т. е. у ненаклепанного металла — невозможно.

Разрушение путем отрыва наблюдалось лишь у немногих монокристаллов (висмут, сурьма, теллур, цинк, α -железо) при температурах ниже 0° .

Сопротивление отрыву кристаллов этих металлов весьма невелико, порядка $0,2-0,7 \text{ кг/мм}^2$. У большинства остальных металлических кристаллов отрыва нельзя было достигнуть при всех осуществленных до сих пор напряженных состояниях. Невозможность получить разрушение от отрыва объясняется относительно высокими значениями сопротивления отрыву у этих кристаллов по сравнению с сопротивлением срезу.

Поликристаллические металлы могут разрушаться также двумя основными способами: путем среза, обычно после пластической деформации, и путем отрыва обычно хрупкого характера.

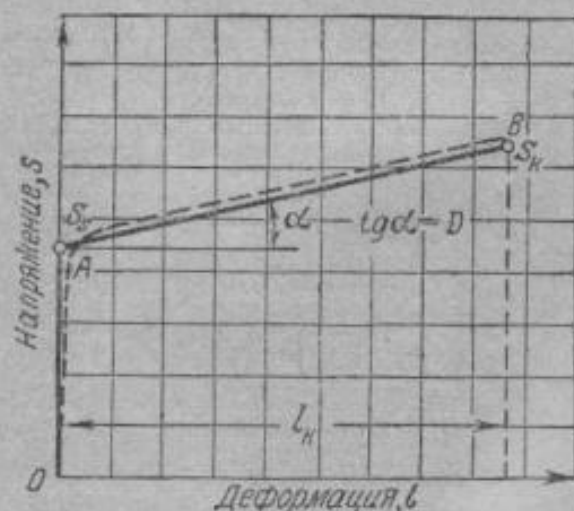
Разрушение путем отрыва у технических поликристаллических металлов с несомненностью наблюдалось в трех случаях:

- 1) у α -железа и некоторых его сплавов (низколегированных сталей) при статических испытаниях при температурах ниже комнатной;
- 2) у цинка и его сплавов;
- 3) у различных двухфазных (или многофазных) сплавов, у которых хрупкая составляющая, например, карбиды или интерметаллические соединения, располагается в виде сетки вокруг (иногда по телу) зерен. В этом случае, в частности, наблюдающемся при повышенных температурах во время испытаний на ползучесть, разрушение идет по границам зерна путем отрыва одного зерна от другого без заметной пластической деформации самих зерен.

§ 5. Процесс деформации

У различных металлов наблюдается одинаковый характер зависимости истинных напряжений (максимальных нормальных или максимальных касательных) от истинных деформаций (максимальных удлинений, максимальных сдвигов — фиг. 134, пунктирная линия).

Вначале напряжения с увеличением деформации круто возрастают по линейному закону, затем постепенно, по мере перехода в пластическую область, появляются остаточные деформации и одновременно наклон кривой к оси абсцисс уменьшается. При больших деформациях вновь наблюдается практически линейное возрастание напряжений с увеличением деформаций, но уже под значительно меньшим углом наклона, чем в упругой области. Поэтому приближенно кривую деформаций можно представить в виде ломаной линии (фиг. 134 — сплошная линия), состоящей из двух прямолинейных от-



Фиг. 134. Приближенное изображение диаграммы деформации, позволяющее вывод формул $\delta = \frac{S_k - \sigma_s}{D}$

$$\text{и } a = \frac{S_k^2 - \sigma_s^2}{2D}.$$

Пунктиром показан точный ход кривой деформации¹.

¹Буквой S обозначены истинные нормальные напряжения (в отличие от условных σ), буквой l — истинные удлинения (в отличие от условных δ).

резков: OA и AB , где OA соответствует упругой деформации, точка A — пределу текучести σ_s , AB — пластической деформации, точка B — сопротивлению разрушению S_k . Тангенс угла наклона отрезка OA равен модулю упругости E , тангенс угла наклона отрезка AB равен модулю пластичности D^1 .

Так как упругое удлинение δ_y по закону Гука определяется как $\delta_y = \frac{\sigma_s}{E}$, то легко видеть, что величина δ_y весьма мала, например, для сталей при $\sigma_s = 50 \text{ кг/мм}^2$ и $E = 20\,000 \text{ кг/мм}^2$ получим:

$$\delta_y = \frac{50}{20\,000} = \frac{1}{400} = 0,25\%.$$

Поэтому во многих случаях упругой деформацией по сравнению с пластической можно пренебречь и изобразить участок OA вертикальным отрезком, совпадающим с осью ординат (сплошная линия на фиг. 134). Тогда непосредственно из чертежа получим:

$$\frac{S_k - \sigma_s}{l_k} = D$$

или

$$l_k = \frac{S_k - \sigma_s}{D}. \quad (7)$$

Из этой формулы видно, что при прочих равных условиях пластичность растет с увеличением сопротивления разрушению. Сказанное наглядно иллюстрируется фиг. 135,



Фиг. 135. Диаграммы деформации стали хромансиль вдоль и поперек волокна (Фридман и Ратнер).

на которой приведены кривые деформации стали хромансиль для образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях по отношению к направлению волокна. В очень многих случаях хрупкость (недостаточная пластичность) авиационных металлических материалов связана с пониженным сопротивлением разрушению.

Из формулы (7) видно, что при прочих равных условиях пластичность уменьшается с увеличением предела текучести σ_s и упрочнения (модуля пластичности D).

В большинстве случаев при воздействии на металл путем изменения состава, структуры, температуры деформации и т. п. одновременно изменяются все три основные характеристики: S_k , σ_s и D . Тогда изменение пластичности обусловлено относительным изменением основных свойств. Так, например, при повышении температуры одновременно, как правило, понижаются все три характеристики S_k , σ_s и D . С повышением температуры обычно более сильно понижаются

¹ Модуль пластичности показывает упрочнение (наклепываемость) материала в результате пластической деформации.

σ_s и D , чем S_k , вследствие чего пластичность возрастает. Вот почему при повышении температуры облегчается обработка давлением.

Вязкость (работа деформации) характеризуется площадью истинной диаграммы деформации в координатах — истинное напряжение, истинное удлинение.

Пользуясь предыдущей формулой (7), легко установить зависимость между вязкостью и основными свойствами S_k , σ_s и D . Вязкость a определяется как площадь трапеции с основаниями S_k и σ_s и высотой δ .

Следовательно,

$$a = \frac{S_k + \sigma_s}{2} \delta. \quad (8)$$

Выше было показано, что

$$l_k = \frac{S_k - \sigma_s}{D},$$

следовательно,

$$a = \frac{S_k + \sigma_s}{2} \frac{S_k - \sigma_s}{D} = \frac{S_k^2 - \sigma_s^2}{2D}. \quad (9)$$

Таким образом вязкость (работа деформации) может быть также представлена, как функция трех основных свойств S_k , σ_s и D . Однако изменение предела текучести σ_s и сопротивления разрушению S_k на величину вязкости a , как видно из сопоставления формул (7) и (9), влияет более резко, чем на пластичность, так как величины S_k и σ_s входят в формулу (9) в квадрате, а не в первой степени. Этим обстоятельством отчасти объясняется тот факт, что при изменении состояния металла часто вязкость изменяется больше, чем пластичность.

Из сказанного следует, что и пластичность и, тем более, вязкость являются сложными свойствами, зависящими от трех простых (или основных) свойств: S_k , σ_s и D . Изменения пластичности и вязкости следует рассматривать в зависимости от изменений основных свойств, так как последние более непосредственно связаны со структурой и физическим состоянием металла.

Диаграмма на фиг. 134 показывает пластичное разрушение, т. е. разрушение материалов, которое сопровождается предварительной пластической деформацией.

Однако известны случаи, когда разрушение не сопровождается заметной пластической деформацией (хрупкое разрушение путем отрыва, например, у железа при низких температурах порядка — 150° или при деформировании его с очень большой скоростью).

На фиг. 136 показана схема, объясняющая влияние температуры: по оси ординат отложено напряжение, по оси абсцисс — температура испытания (или скорость испытания).

Сопротивление отрыву весьма мало зависит от температуры испытания (или от скорости испытания), тогда как сопротивление сдвигу (в данном случае предел текучести) снижается по мере повышения температуры или уменьшения скорости испытания.

Поэтому при малых скоростях деформации (при высоких температурах) предел текучести значительно ниже, чем сопротивление отрыву, и материал пластичен. При повышении скорости деформации (понижении температуры) сопротивление пластической деформации повышается,

в то время как сопротивление отрыву мало меняется, и потому при нагружении материала сопротивление отрыву достигается раньше, чем предел текучести, и наступает хрупкое разрушение. Эта схема сыграла весьма важную роль в развитии наших знаний о сущности механических свойств твердых тел, и — главное — эта схема показала, что один и тот же материал может в зависимости от скорости или от температуры находиться либо в хрупком, либо в пластическом состоянии.

Однако эта схема применима не ко всем материалам, а лишь к тем, у которых обнаружена зона хладноломкости (хрупкость при определенных температурах или при высоких скоростях деформации).



Фиг. 136. Схема А. Ф. Иоффе, объясняющая хрупкое и пластическое состояния твердых тел в зависимости от температуры (и скорости) деформации.

Таким фактором в этих случаях явилось именно изменение напряженного состояния.

Попытка одновременно учесть как свойства материала, так и напряженное состояние сделана в диаграмме механического состояния, представляющей собой дальнейшее развитие и обобщение схем Иоффе, Людвики, Давиденкова и др.

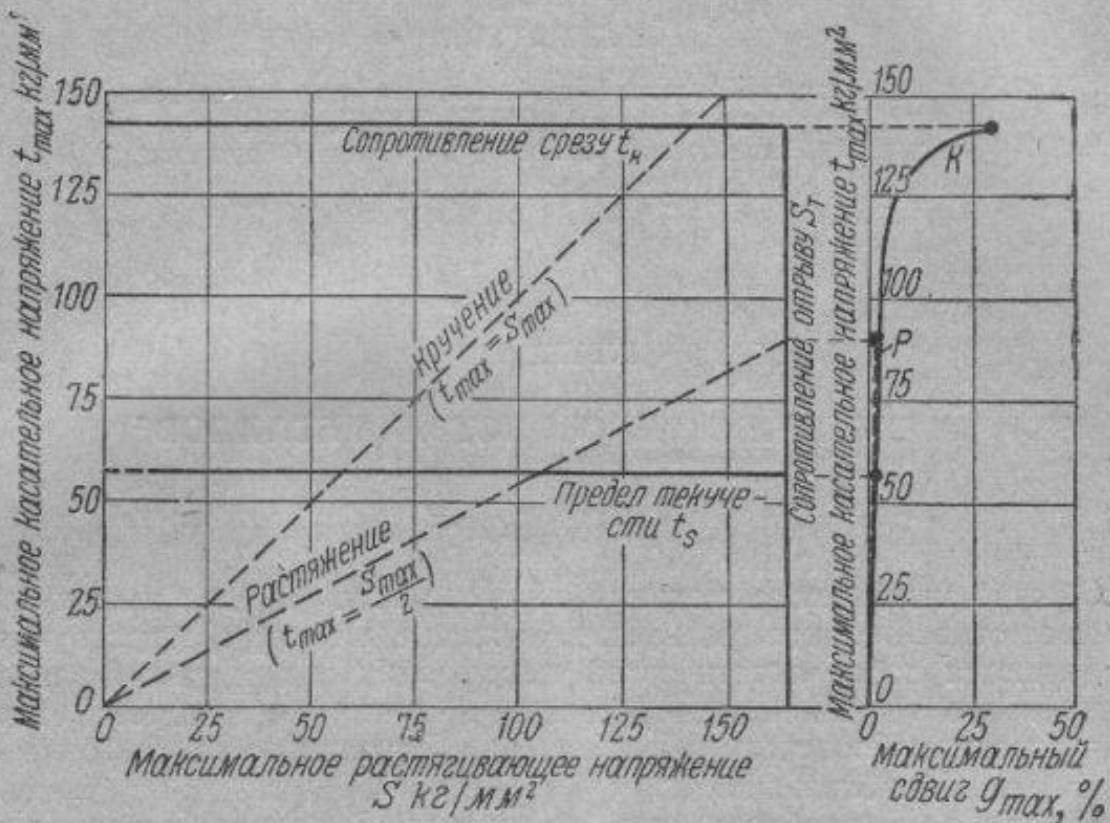
С известным приближением при изучении механических свойств теоретически можно принять, что решающее влияние на пластичность оказывают характеристики напряженного состояния: 1) максимальное нормальное растягивающее напряжение $+S_{\max}$, обуславливающее разрушение путем отрыва, и 2) максимальное касательное напряжение t_{\max} , обуславливающее пластическую деформацию и разрушение путем среза. Поэтому за характеристику напряженного состояния можно условно принять отношение $\frac{t_{\max}}{S_{\max}}$. Тогда любой луч

в левой части диаграммы (фиг. 137) характеризует вполне определенное отношение $\frac{t_{\max}}{S_{\max}}$. Основные свойства металла — предел текучести t_s , сопротивление срезу t_k (выраженные в максимальных касательных направлениях) и сопротивление отрыву S_T (выраженное в максимальных растягивающих напряжениях) изображаются в левой части диаграммы прямыми, параллельными¹ соответствующим осям

¹ Предполагается, что t_s , t_k и S_T мало зависят от напряженного состояния.

координат. В правой части диаграммы построена обобщенная кривая деформации в координатах максимальное касательное напряжение t_{\max} — максимальный сдвиг g_{\max} . Прямые t_s , t_k , S_T в левой части диаграммы разграничивают две замкнутые области:

а) область упругой деформации, ограниченную линиями предела текучести и сопротивления отрыву;



Фиг. 137. Диаграмма механического состояния, позволяющая оценить механические свойства материала при различных (а не только при каком-либо одном, произвольно выбранном) напряженных состояниях (Фридман).

p — кривая деформации при растяжении (отрыв);
 k — кривая деформации при кручении (срез).

б) область пластической деформации, ограниченную линиями сопротивления срезу и сопротивления отрыву после предшествовавшей пластической деформации.

Таким образом при объяснении механического поведения материала (в частности, его пластических характеристик) необходимо одновременно учитывать:

а) соотношение между сопротивлением отрыву и обобщенной кривой деформации (t_{\max} , g_{\max});

б) напряженное состояние, характеризующееся отношением

$$\frac{t_{\max}}{S_{\max}}$$

В частности, при помощи диаграммы механического состояния можно наглядно объяснить различие между поведением стали при кручении и изгибе.

Так как одна и та же сталь обладает различными по величине сопротивлением срезу и сопротивлением отрыву, то естественно, что при кручении и изгибе у одной и той же стали проявляются две раз-

личные закономерности, а именно — при кручении вследствие большего отношения $\frac{t_{\max}}{S_{\max}}$ материал разрушится путем отрыва.

Диаграмма механического состояния дает возможность установить вид разрушения (отрыв или срез) в зависимости от того, какую линию S_T или t_k раньше пересекает луч данного напряженного состояния.

ЛИТЕРАТУРА

- Н. Н. Давиденков. Некоторые проблемы механики материалов, 1943.
И. А. Одинг. Прочность металлов, ОНТИ НКТП, 1935.
Я. Б. Фридман. Механические свойства металлов. Оборонгиз, 1946.

ГЛАВА VII

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ¹

§ 1. Общие соображения

Обычно измеряемые механические свойства (предел прочности при разрыве, относительное удлинение, сужение шейки, твердость и т. п.) определяются после пластической деформации и при таком напряженном состоянии металла, которое, как правило, не поддается точному количественному подсчету и в некоторых случаях не может быть определено даже приближенно.

Между тем, необходимость практической оценки материалов заставляет проводить каждодневный контроль и отбраковку материалов по небольшому количеству достаточно просто определенных механических характеристик. Необходимость быстрого и простого контроля металлов в промышленности заставляет всемерно сокращать число и упрощать методы их механических испытаний. В действующие технические условия на приемку металлических материалов входят в сущности только два-три, максимум четыре механических свойства, как-то: предел прочности (временное сопротивление разрыву), удлинение, сужение шейки и, главным образом у сталей, ударная вязкость.

Такие важные для правильной оценки действительного поведения материалов характеристики, как, например, предел выносливости гладких и особенно надрезанных образцов и т. п., вообще не входят в технические условия ввиду сложности их определения. При столь ограниченном объеме механических испытаний, которые проходит металл при его технической приемке, инженер, в особенности авиационный, должен очень осторожно подходить к оценке материалов по результатам их механических испытаний.

При такой оценке особенно опасно ограничиваться лишь сопоставлением получаемых и требуемых по техническим условиям значений механических характеристик. Поэтому для правильной оценки необходимо ясно понимать как сущность основных механических свойств, так

¹ Написана докт. техн. наук Я. Б. Фридманом.

и характер того процесса деформации, для которого предназначен испытываемый материал.

При контрольных испытаниях определяют, главным образом, механические свойства при статическом приложении нагрузок (силы, моменты), действующих на деформируемое тело. При ударных испытаниях, как правило, силы ввиду методических трудностей не измеряются, а определяется только работа, поглощенная образцом (обычно до разрушения).

§ 2. Механические свойства, определяемые при статическом растяжении

Испытания на растяжение наряду с определением твердости при вдавливании являются до настоящего времени самым распространенным методом механических испытаний.

При испытаниях на растяжение обычно определяют свойства, характеризующие:

а) сопротивление малым (начальным) пластическим деформациям σ_e, σ_s ;

б) сопротивление значительным пластическим деформациям σ_B (только в тех случаях, когда на образце при растяжении образуется шейка);

в) сопротивление разрушению σ_B , если образец не образует до разрыва шейки; если же образец образует шейку, то S_k ;

г) пластичность, т. е. величину пластической деформации до разрушения (сужение шейки, удлинение).

Мы не включаем в этот перечень модулей упругости, значения которых указаны в гл. VI. Работа статического растяжения при обычных испытаниях никогда не измеряется, а приближенная оценка удельной работы деформации по произведению $\sigma_B \cdot \delta_{10}$ является мало показательной, так как δ_{10} не характеризует полной пластичности металлов (см. ниже).

Пределы упругости и текучести принципиально не отличаются друг от друга. Переход из упругой в пластическую область происходит постепенно. Поэтому чем выше точность, с которой мы улавливаем появление первой пластической деформации, тем ниже сама величина предела. Предел упругости (σ_e) определяется как напряжение, при котором остаточная деформация равна определенной величине, например, 0,001% от расчетной длины образца. Соответственно предел текучести (σ_s) определится при большей остаточной деформации, равной 0,2% от длины образца. Поэтому предел $\sigma_{0,001}$ определяют только при помощи точных приборов, тогда как предел $\sigma_{0,2}$ с достаточной точностью можно определять по диаграмме, автоматически вычерчиваемой при испытании на машине.

Практическое значение величины σ_s двойное:

1. σ_s определяет область упругой деформации. Действительно, при прочих равных условиях, чем выше σ_s , тем выше сопротивление металла начальной пластической деформации, и поэтому естественно стремление конструкторов к получению материалов с максимальным значением σ_s (σ_e).

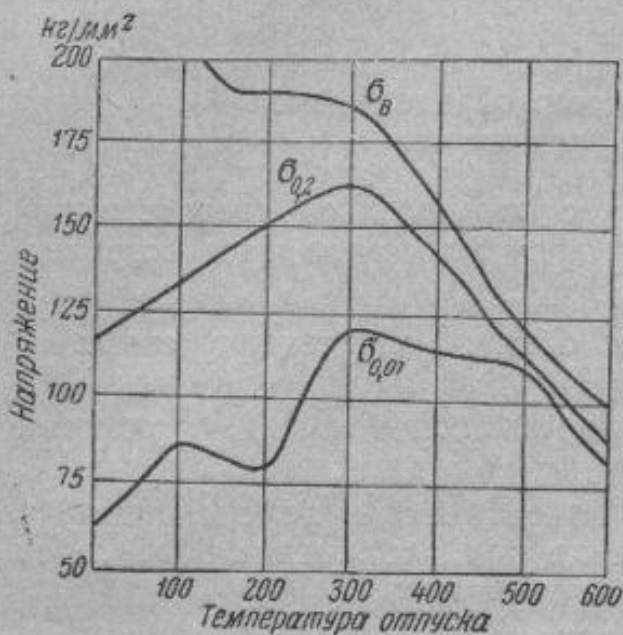
2. Величина σ_s по отношению к остальным механическим свойствам определяет другие свойства металла в области пластической деформации. Уже из вышеприведенных в § 3, гл. VI формул (7) и (9) видно, что при прочих равных условиях пластичность и вязкость падают с увеличением σ_s .

Чем ниже σ_s , тем раньше начинаются пластическая деформация и связанное с ней (обычно благоприятное) перераспределение напряжений, тем более пластичным и вязким оказывается материал. С этой точки зрения выгоднее понижать предел текучести. Оптимальная величина σ_s зависит от условий деформации: формы тела, характера нагружения и т. п. В этом — существенное отличие сопротивления пластической деформации (в частности, σ_s) от сопротивления разрушению S_k . Повышение S_k при прочих равных условиях всегда повышает и [пластичность, и вязкость.

Из схемы хрупкого и пластического состояния металла (см. гл. VI, § 5, фиг. 142) также видно, что с повышением σ_s опасность хрупкого разрушения увеличивается. Как видно на фиг. 137, повышение σ_s способствует хрупкому разрушению металла. Оптимальная величина предела текучести будет зависеть как от остальных свойств металла, так и от условий его применения.

У пластичных металлов предел прочности при растяжении σ_B всегда выше предела текучести, так как он характеризует то же свойство — сопротивление пластической деформации, но соответствующее весьма значительной пластической деформации.

В большинстве случаев при сопоставлении твердых и мягких материалов первые при любых степенях деформации показывают большее сопротивление пластической деформации, чем вторые. Отсюда иногда делают вывод, что всегда по какой-либо одной характеристике сопротивления деформации можно делать заключения также для всех других степеней деформации. Однако в ряде случаев такой вывод является неверным. На фиг. 138 показано изменение механических свойств стали типа хромансиль в зависимости от температуры отпуска. На этой фигуре видно, что пределы упругости $\sigma_{0,01}$ и текучести $\sigma_{0,2}$ после отпуска при 100—200° (и без отпуска) ниже, чем после отпуска при 300°, в то время как предел прочности σ_B с повышением температуры отпуска непрерывно понижается. Следовательно, по пределу текучести σ_s отпуск при 100° дает меньшую прочность, чем отпуск при 300°, в то время как по пределу прочности, наоборот, отпуск при 100° дает большую прочность, чем отпуск при 300°.



Фиг. 138. Изменение механических свойств стали типа хромансиль в зависимости от температуры отпуска (кг/мм²).

σ_B — предел прочности;

$\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести;

$\sigma_{0,01}$ — условный предел упругости.

В таких случаях суждение о σ_s по измерению σ_B и подсчету (по эмпирическим формулам типа $\sigma_s = 0,75 \sigma_B$ и т. д.), очевидно, привело бы к явно неверным результатам.

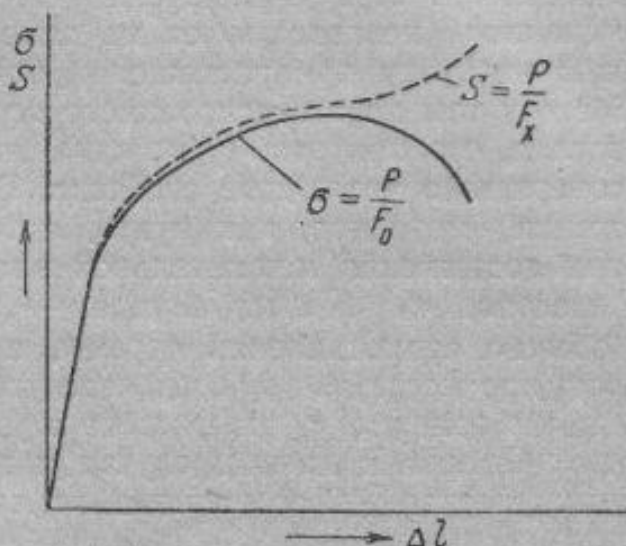
Пластическое растяжение сопровождается образованием шейки, т. е. местным уменьшением сечения растягиваемого образца.

Большинство технических металлов и сплавов удлиняется равномерно только в первой стадии пластического растяжения, затем пластическая деформация локализуется на узком участке длины образца и дальше пластическая деформация продолжается уже только в шейке, в то время как остальные сечения остаются практически неизменными.

Из применяемых в технике металлов и сплавов большинство дает значительную местную деформацию при разрыве (шейку), однако есть и такие, которые деформируются при растяжении равномерно по длине и разрываются без образования шейки. Из диаграммы сил или пропорциональных им условных напряжений при растяжении (сплошная линия на фиг. 139), казалось бы, можно сделать вывод, что после достижения максимального напряжения (σ_B) образец разупрочняется, как

это и трактуется в некоторых учебниках. Между тем понижение нагрузок и пропорциональных им условных напряжений характерно только для процесса растяжения (образование шейки при растяжении длинных деталей равномерного сечения). При кручении, сжатии и изгибе не образуется шейки и не наблюдается критической нагрузки (соответствующей пределу прочности при растяжении). Действительно, диаграмма истинных напряжений, построенная по данным того же опыта (пунктирная линия на фиг. 139), показывает, что и после образования шейки истинные напряжения продолжают возрастать. Это также подтверждается непосредственными механическими испытаниями весьма малых образцов, вырезанных из шейки. После образования шейки никакого разупрочнения не происходит.

Обычно измеряемые величины удлинения δ и сужения ψ (у материалов, образующих при растяжении шейку) являются сложными комплексными величинами, состоящими из равномерной и сосредоточенной (или местной) деформации. Неоднократно высказывались предложения о необходимости отдельного измерения равномерной и сосредоточенной пластичностей, как двух различных характеристик пластичности. Несомненно, что для деталей, работающих в условиях чистого растяжения, например, длинные цилиндрические тяги, провололочные подвесы и т. п., решающее значение имеет именно равномерное удлинение, так как сосредоточенная деформация (локализуемая на небольшой части длины стержня) мало влияет на суммарное удлинение. Однако в большинстве других случаев деформации (при кручении, изгибе, деформации тел сложной формы, при растяжении деталей пере-



Фиг. 139. Схематическое изображение условной диаграммы растяжения (сплошная линия) и диаграммы истинных напряжений (пунктирная линия).

менного сечения) шейки не образуется и деформация не разделяется на равномерную и сосредоточенную. В этих случаях важна лишь полная (максимальная) величина деформации. Очевидно, что максимальная деформация точнее характеризуется сужением шейки (отражающим степень деформации в максимально деформируемой части образца), а никак не удлинением¹.

Наконец, отсюда вытекают важные выводы относительно практического значения предела прочности, как механической характеристики материала. При определении предела прочности разрыву для *всех* металлов (независимо от их пластических характеристик) максимальную нагрузку при растяжении относят к начальной площади сечения. Между тем из вышесказанного следует, как это ни странно на первый взгляд, что при этом у пластичных и хрупких материалов выявляются совершенно различные свойства. В самом деле, у хрупких (при растяжении) металлов, как чугун, литейные алюминиевые сплавы и т. п., при достижении максимальной нагрузки материал разрушается, следовательно, σ_B в этих случаях — критерий сопротивления разрушению (обычно сопротивления отрыву, а не срезу). Различие между пределом прочности σ_B и сопротивлением отрыву S_T для этих материалов лишь в том, что σ_B выражено в условных напряжениях, а S_T — в истинных. Однако в данном случае и это различие несущественно, так как пластическая деформация и изменение сечения здесь очень малы, и потому практически $S_T \approx \sigma_B$.

Совершенно иные свойства обнаруживаются при измерении S_T у пластичных металлов — стали, дуралюмина и т. п., у которых при растяжении образуется шейка. До начала образования шейки, несмотря на уменьшение поперечного сечения, сила, требующаяся для развития пластической деформации, возрастает с увеличением деформации. В момент образования шейки растягивающая сила достигает своего максимального значения и убывает по мере развития сосредоточенной деформации. Таким образом у пластичных материалов максимальная нагрузка при растяжении не соответствует моменту разрушения, как это бывает у хрупких при растяжении металлов, а лишь переходу от равномерной деформации к сосредоточенной пластической. Отсюда следует, что предел прочности в данном случае не отражает изменения сопротивления разрушению и является характеристикой сопротивления пластической деформации, такой же, как σ_s , но с большим допуском, равным максимальному равномерному удлинению, ибо максимальная нагрузка как раз и соответствует окончанию равномерного удлинения.

Как указано выше, образование шейки является специфической особенностью процесса растяжения, поэтому предел прочности пластич-

¹ Укажем простой способ для установления того, образует ли металл шейку в случаях, когда известны только величины удлинения и сужения, но отсутствует возможность наблюдения разорванного образца (например при изучении литературных данных). Если $\psi > \delta$, то металл образует шейку, причем величина шейки тем больше, чем больше разность $\psi - \delta$. Если $\psi \approx \delta$, то металл шейки не образует. Поэтому у металлов, образующих при растяжении шейку, сужение шейки является значительно более правильным показателем максимальной пластичности металлов, чем удлинение. К сожалению, для плоских образцов определить сужение весьма трудно, и поэтому для оценки пластичности листового материала до сих пор ограничиваются только относительным удлинением.

ных металлов является только характеристикой сопротивления металла пластической деформации, которое значительно проще можно оценить при испытаниях на твердость.

Резюмируя, приходим к выводу, что при испытаниях металлов на растяжение оценивают следующие механические характеристики:

1. Сопротивление малым (начальным) пластическим деформациям — предел упругости σ_e , предел текучести σ_s и т. д.
2. Сопротивление значительным пластическим деформациям — предел прочности σ_B у металлов, образующих при растяжении шейку.
3. Сопротивление разрушению (обычно отрыву) измеряется величиной S_B , которое практически равно пределу прочности σ_B у металлов, не образующих при растяжении шейки.
4. Максимальная пластичность, которая точнее характеризуется сужением шейки, чем удлинением (если шейка образуется). Если шейки при растяжении не образуется (или при тех степенях деформации, при которых она еще не образовалась), сужение ψ и удлинение δ однозначно связаны друг с другом:

$$\delta = \frac{\psi}{1 - \psi}.$$

§ 3. Другие статические свойства

а) Твердость

Испытания на твердость отличаются от других механических испытаний лишь методом приложения внешних нагрузок, а именно — при испытаниях на «твердость» нагрузки передаются испытываемому материалу путем создания *контактных напряжений* воздействием на поверхность образца твердого наконечника, не деформирующегося при испытаниях, который может иметь форму шарика, конуса, пирамиды и т. п. При этом можно измерять:

- 1) упругие свойства металла, например, при изучении упругого отскока шарика;
- 2) сопротивление малым пластическим деформациям, т. е. свойства, аналогичные пределу текучести (например, при очень небольшом пластическом вдавливании конуса);
- 3) сопротивление значительным пластическим деформациям, т. е. свойство, аналогичное пределу прочности, измеренному у металлов, образующих шейку (при значительном пластическом вдавливании шарика, например, при широко распространенных измерениях твердости по Бринеллю);
- 4) сопротивление разрушению при испытании на твердость царапанием, которое вызывает местное разрушение (для большинства металлов разрушение путем среза).

Специфика испытаний на твердость, отличающая их от остальных механических испытаний, заключается в: 1) местном воздействии на небольшую часть поверхности тела, 2) малом объеме испытываемого металла и 3) небольшой доле растягивающих напряжений, создающихся при деформации. Малый объем деформируемого металла, возможность производить испытания на поверхностях тел различной формы и таким

образом не пользоваться специально изготовленными образцами, делает испытания на твердость незаменимыми в производственной практике.

Контроль сварных самолетных конструкций, готовых термически и механически обработанных коленчатых валов и т. п. был бы невозможен без испытаний на твердость. Эти испытания дают такие малые поверхностные повреждения, что они большей частью не ухудшают качества деталей. Не останавливаясь на многочисленных методах испытания твердости, разберем лишь основной весьма широко применяемый метод испытания *твердости при вдавливании*, которая характеризует сопротивление значительным пластическим деформациям и потому (только для металлов, образующих при растяжении шейку) тесно связана с величиной σ_p .

Одним из наиболее распространенных методов испытания на твердость является метод Бринелля, который состоит в том, что под нагрузкой (обычно от 750 до 3000 кг) в испытуемый металл вдавливается стальной шарик ($D=2,5-10$ мм).

За меру твердости (по Бринеллю) H_B принимается среднее нормальное сжимающее напряжение в $кг/мм^2$, вычисляемое условно на единицу поверхности шарового отпечатка, т. е. $H_B = \frac{P}{F}$, где P — нагрузка, а $F = \frac{\pi}{2}D(D - \sqrt{D^2 - d^2})$, где F — шаровая поверхность лунки¹.

В настоящее время твердость весьма часто измеряют методом Роквелла, который имеет ряд преимуществ в сравнении с испытанием по Бринеллю. Основные особенности этого метода следующие.

1. Нагрузка прилагается последовательно в две стадии:

- а) предварительная нагрузка, равная 10 кг;
- б) основная нагрузка, равная в сумме с предварительной 60, 100 или 150 кг (в зависимости от шкалы прибора).

2. Твердость по Роквеллу характеризуется разностью глубин, на которые проникает наконечник под действием предварительной и основной нагрузок.

3. Для испытания металлов различной твердости применяют вдавливаемые наконечники двух различных типов:

а) стальной шарик диаметром $\frac{1}{16}$ дюйма для испытания материалов малой и средней твердости;

б) алмазный конус с углом для испытания твердых материалов.

Таким образом метод Роквелла является дальнейшим развитием способа Бринелля. Значительно быстрее испытывать твердость материалов по Роквеллу, чем по Бринеллю, так как по шкале индикатора на приборе Роквелла непосредственно отсчитывается твердость без измерения диаметра отпечатка, как это делается при испытании по Бринеллю.

В некоторых случаях необходимо определять механические свойства значительно меньших объемов металла, чем те, которые испытываются по Роквеллу. Этим целям отчасти удовлетворяет специальная разновидность прибора Роквелла — так называемый «суперроквелл».

¹ Нередко на заводах твердость по Бринеллю определяют по диаметру отпечатка в миллиметрах; так, например, если (при стандартной нагрузке $P=3000$ кг) сталь имеет твердость 3,5 мм, то это означает, что диаметр отпечатка при $P=3000$ кг равен 3,5 мм, а H_B , как это можно видеть в таблицах, равняется 302 кг/мм²

отличающийся от прибора Роквелла уменьшением нагрузок (предварительной с 10 до 3 кг и основной с 150, 100 и 60 кг соответственно до 45, 30 и 15 кг).

Однако и эти нагрузки в ряде случаев оказываются слишком значительными. Так, например, при контроле твердости тонкого 0,1—0,2 мм азотированного слоя возникает необходимость в таком испытании, при котором бы не продавливался азотированный слой.

Наиболее распространенным методом такого испытания является испытание на приборе Виккерса, имеющем шкалы нагрузок от 5 до 120 кг. При этом испытании в исследуемый металл вдавливаются алмазные наконечники, имеющие форму четырехгранной пирамиды. Диагональ отпечатка измеряется специальным окуляр-микрометром, укрепленным на станине прибора. Методом Виккерса испытывают твердость тонких листов (до 0,3 мм), тонкостенных труб (с толщиной стенок до 0,5 мм) и т. п.

Наконец, твердость при вдавливании можно определять приложением нагрузок, измеряющихся сотнями и даже десятками граммов. Эти испытания (так называемые методы испытания микротвердости) имеют весьма большое значение, так как позволяют оценить твердость микроскопически малых объемов металла.

б) Технологические пробы

В ряде случаев не требуется определять силы и напряжения, выдерживаемые материалом (т. е. характеристик сопротивления деформации), и достаточно выяснить, способен ли металл выдержать определенную пластическую деформацию. Подобные испытания обычно называют технологическими пробами. Кроме того, в технологические пробы включают различные упрощенные испытания деталей и полуфабрикатов: пружин, ресор, проволоки, труб и т. п.

При технологических пробах в упрощенном виде воспроизводят условия деформации металла при проведении того технологического процесса, применительно к которому проводится оценка металла. Поскольку силы при технологических пробах не измеряются, здесь обычно не применяются сложные приборы или машины. Многие технологические испытания тесно соприкасаются с испытаниями деталей в натуру (например, испытания пружин, ресор, болтов и т. п.).

Технологические пробы имеют большое практическое значение, так как они позволяют по сравнению со сложными механическими испытаниями значительно правильнее и точнее и вместе с тем проще и быстрее определять пригодность материала для данного производственного назначения. Трудность заключается лишь в правильном выборе технологической пробы, которая должна возможно ближе соответствовать условиям нагружения и деформации металла при проведении технологического процесса или при нагружении в эксплуатации.

в) Прочие статические испытания

Из теории разрушения (см. § 4 и 5 гл. VI) следует, что в зависимости от свойств того или иного металла требуются и различные способы нагружения для полного обнаружения его пластических свойств. Так, например, для чугуна, литых алюминиевых сплавов, литых подшипниковых сплавов растяжение является жестким способом нагружения, и потому для полного выявления пластичности и других меха-

нических свойств таких материалов целесообразно проводить испытания на сжатие. В то же время сопротивление отрыву у этих материалов удобнее оценивать при статическом изгибе, чем при растяжении, из-за влияния при растяжении перекосов и концентрации напряжений. Оценка максимальной пластичности по относительному сужению хотя и правильнее, чем по удлинению, но все же приближенна ввиду сложного распределения напряжения в шейке. С этой точки зрения оценка пластичности по измерению угла закручивания цилиндрического образца дает более точные результаты, чем измерение сужения шейки при растяжении.

Приведенных примеров достаточно, чтобы показать, что преимущественное применение испытаний на растяжение и твердость и сравнительно весьма незначительное применение других статических испытаний (на сжатие, на изгиб, на кручение) отнюдь не обосновано малой ценностью последних, а является скорее следствием известной рутины.

Как уже указывалось, испытание на твердость широко применяется из-за простоты и других достоинств этого метода. Основными причинами преимущественного применения испытаний на растяжение следует считать недостаточную осведомленность о возможностях других статических методов испытания и малую распространенность соответствующих машин и приборов. Надо думать, что развитие статических, механических испытаний пойдет по пути более широкого и дифференцированного применения указанных методов (сжатия, изгиба, кручения и др.) за счет сокращения испытаний на растяжение. Изложим кратко основные особенности статических методов.

Изгиб наиболее удобен при испытании стержней призматического сечения. В случае испытания хрупких материалов наибольшее нормальное напряжение вычисляют по формуле

$$\sigma_{\max} = \frac{M}{bh^2} \cdot \frac{h}{6},$$

где b — ширина изгибаемого стержня;
 h — его высота.

При изгибе пластичных материалов Марковец установил следующую зависимость между толщиной изгибаемого стержня h , радиусом изгиба r и поперечным сужением ψ , определенным при испытании на растяжение:

$$\psi = \frac{h}{2(r+h)}.$$

Из этой формулы видно, что при изгибе до соприкосновения ($r=0$) имеем $\psi=0,5$, или 50%. Материалы с сужением более 50% будут выдерживать изгиб до соприкосновения без разрушения.

Невозможность довести пластичные материалы до разрушения — один из недостатков испытания на изгиб, и поэтому для оценки весьма пластичных материалов испытание изгибом не имеет большого значения.

Сжатие цилиндрических образцов, как указывалось в § 5 гл. VI, является одним из наиболее «мягких» способов нагружения (с малым участием растягивающих деформаций), и потому применение его весьма целесообразно при испытаниях хрупких при растяжении материалов, как, например; чугуна и других литых сплавов, многих подшипниковых сплавов и т. п.

Недостатком сжатия является необходимость применения коротких (с малым отношением высоты к диаметру) образцов во избежание потери устойчивости и выпучивания, которые наблюдаются у более длинных образцов. Короткие же образцы из-за трения на торцах при значительных деформациях превращаются из цилиндрических в бочкообразные и потому обычно находятся не в одноосном напряженном

состоянии, а в условиях объемного неравномерного сжатия, что затрудняет точную количественную оценку получаемых результатов. Для устранения и уменьшения трения на торцах при сжатии предложено много различных методов (смазка торцов, изготовление конических насадок, ступенчатое вытачивание цилиндрических образцов из бочкообразных и др.), которые еще мало применяются. Поэтому сжатие следует применять только в тех особых случаях, когда другими методами, в особенности кручением, нельзя привести материал в пластическое состояние.

Наиболее точным методом испытания металлов в пластической области является *кручение* цилиндрического сплошного (а лучше — трубчатого) образца. При испытании кручением пластическая деформация у самых пластичных материалов происходит равномерно по длине образца, форма которого остается цилиндрической в течение всего процесса деформации. Все эти обстоятельства делают возможным точный количественный подсчет напряжений и деформаций у пластических металлов (например, у алюминия, меди, железа и их пластичных сплавов). Эти металлы нельзя надежно испытать ни при растяжении (из-за трудно учитываемого влияния шейки), ни при изгибе.

Все сказанное дает право предполагать, что с дальнейшим развитием механических испытаний некоторые испытания на растяжение будут заменены испытанием на кручение, а при необходимости создания более «жестких» способов нагружения — на изгиб.

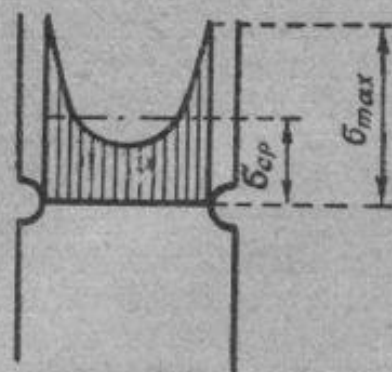
г) Влияние надреза на статические свойства металлов

Большинство обычных механических испытаний проводят на гладких цилиндрических или призматических образцах. Между тем реальные детали и конструкции в большинстве случаев имеют сложную форму, резкие изменения сечения в виде буртов, галтелей, надрезов, отверстий и т. п.

Надрезом в широком смысле слова принято называть всякое резкое изменение поперечного сечения: резьбу, отверстие, галтель и т. п. Надрез создает неравномерное и объемное распределение напряжений по сечению (фиг. 140). Неравномерность распределения напряжений при наличии надрезов обычно особенно велика у сталей с $\sigma_R > 130 \text{ кг/мм}^2$. До сих пор не удалось установить зависимости между свойствами надрезанных и гладких образцов, и потому приходится определять особое свойство материала — «чувствительность к надрезу».

Ввиду того, что в основном конструкционные материалы предназначены для изготовления из них прочных деталей и конструкций сложной формы, вопрос о чувствительности к надрезу и нахождении материалов, мало чувствительных к надрезу, является одним из важнейших в авиационном металловедении. Это особенно важно для высокопрочных сталей и алюминиевых сплавов, в особенности для первых, так как стали с высоким σ_R обычно проявляют высокую чувствительность к надрезу (в особенности в образцах, вырезанных перпендикулярно направлению волокон).

Таким образом во многих случаях, преимущественно при оценке механических свойств конструкционных высокопрочных сплавов, следует, не довольствуясь испытаниями гладких образцов, учитывать чувствительность к надрезу путем проведения специальных испытаний.



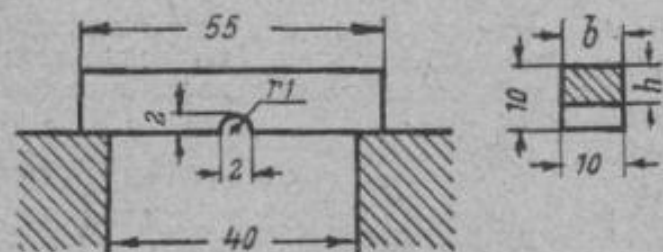
Фиг. 140. Неравномерность распределения напряжений при растяжении надрезанного образца. Кроме неравномерности, возникает также объемное (трехосное) растяжение; на фигуре не показано.

§ 4. Механические свойства при ударных нагрузках (ударная вязкость)

Переход от статических нагрузок к ударным, т. е. значительное увеличение скоростей прилагаемых нагрузок, вызывает изменение всех свойств, связанных с пластической деформацией, так как последняя сильно зависит от скорости.

Практически при ударных нагрузках обычно измеряется только одна механическая характеристика, имеющая большое значение в оценке качества металлов, а именно — ударная вязкость.

Ударной вязкостью называется количество работы, затраченной на деформацию ударным изгибом надрезанного образца (фиг. 141) при



Фиг. 141. Чертеж наиболее распространенного образца для определения ударной вязкости металлов.

испытании его на маятниковом копре. Ввиду того, что эту работу принято относить к поперечному сечению в месте надреза ($F = b \cdot h$), размерность ударной вязкости выражается в кгм/см^2 .

Следовало бы определять работу деформации, отнесенную ко всему образцу (данной формы и размеров). Однако работа деформации распределяется по объему изгибаемого образца неравномерно, и сколько-нибудь надежное вычисление удельной работы деформации невозможно.

Поэтому в технических условиях рекомендуется делить работу деформации на площадь поперечного сечения образца, что означает, по сути дела, просто деление работы деформации на постоянный (для данного типа образца) коэффициент, не дающий возможности без опытов определять результаты испытаний образца другой формы и даже других размеров, поскольку закон подобия здесь неприменим.

Результаты, получаемые при ударных испытаниях, зависят от формы и размеров образца, а также от характера нагружения. В английских и американских исследованиях широко распространено ударное испытание по Изоду, при котором изгибаемый ударом надрезанный образец зажат с одного конца как консоль. В советских исследованиях и на континенте испытывают образцы (фиг. 141), у которых надрезы находятся на растягиваемой стороне. Образец лежит на двух опорах и ломается приложенной посередине ударной нагрузкой падающего маятника¹.

¹ Так как основное назначение ударных испытаний — обнаружение опасной хрупкости металлов, которая легче выявляется при наличии значительных растягивающих напряжений, при ударных испытаниях естественно стремиться к такому способу приложения нагрузки, при котором напряжения растяжения были бы достаточно велики. Поэтому такие «мягкие» способы нагружения, как кручение и, в особенности, сжатие, не являются подходящими. Из простых напряженных состояний остаются растяжение и изгиб. Выше уже указывались те трудности, которые встречаются при испытаниях на растяжение хрупких материалов и на преимущества изгиба.

При ударных испытаниях изгиб имеет ряд преимуществ перед растяжением, связанных с трудностями простого и надежного измерения работы при ударном растяжении.

Поэтому единственным способом приложения нагрузки, широко применяемым при ударных испытаниях, является изгиб.

Важным фактором, усиливающим склонность к переходу металла в хрупкое состояние, является надрез.

Какие же механические свойства целесообразно определять при ударных испытаниях? Характеристики прочности (сопротивления деформации) трудно измерить при ударных испытаниях, потому что измерение сил при динамических нагрузках требует сложной аппаратуры. Кроме того, измерение ударных напряжений представляет малый интерес, так как сопротивление пластическим деформациям (пределы упругости, текучести, твердость при вдавливании, предел прочности у металлов, образующих шейку, и т. п.) неизменно повышается с увеличением скорости деформации. Поэтому по изучению этих характеристик невозможно обнаружить переход металла в хрупкое состояние. Следовательно, наиболее прямыми показателями хрупкости являются либо пластичность, либо вязкость (работа деформации).

Необходимо отметить, что поводом к широкому применению ударных испытаний послужило следующее обстоятельство. Нередко при сопоставлении двух (или более) сталей все их статические характеристики — предел прочности при растяжении σ_B , предел текучести σ_s , удлинение δ , сужение ψ , твердость H_B и т. д. — существенно не отличаются, и только ударная вязкость резко различна у испытуемых сталей. Таким образом пониженная ударная вязкость обнаруживает такие свойства металлов, которые нельзя выявить обычными статическими испытаниями. Именно в этом заключается особая ценность ударных испытаний.

С повышением скорости деформации сопротивление пластическим деформациям (сопротивление срезу) повышается с увеличением скорости деформирования. Сопротивление же отрыву мало зависит от скорости деформации (см. гл. VI, фиг. 136). Из этого следует, что если с увеличением скорости происходит изменение типа разрушения, т. е. переход от среза к отрыву, то пластичность и вязкость значительно (иногда весьма резко) понижаются.

Если же и при малых (статика) и при больших скоростях деформации (удар) происходит разрушение путем среза, то с увеличением скорости деформации не наблюдается перехода в хрупкое состояние.

Из вышесказанного следует, что опасность ударной хрупкости при прочих равных условиях (в частности, при данном способе нагружения) тем больше, чем ниже сопротивление отрыву. А отсюда следует, что ударно-хрупкий и ударно-вязкий металлы отличаются друг от друга чаще всего величиной сопротивления отрыву S_T , и потому их различие принципиально может быть обнаружено и без применения ударных испытаний путем перехода:

а) к более «жестким» способам нагружения; этот переход практически трудно осуществить, поскольку нагружение с большей долей растягивающих напряжений, чем изгиб с надрезом, практически весьма затруднительно;

б) к более низким температурам испытания; этот способ сравнительно легко осуществить проведением механических испытаний в охлаждающих смесях при температурах ниже нуля.

Конечно, в качестве метода практического массового контроля наиболее простым остается метод ударных испытаний при 20° на маятниковых копрах.

Однако у многих (даже углеродистых) сталей сопротивление отрыву столь повышено, что влияние только удара и надреза при 20° оказывается недостаточным для перехода к разрушению путем отрыва.

Между тем и для этих сталей желательно иметь метод контроля, оценивающий их склонность к хрупкости, обычно связанной с переходом к разрушению путем отрыва. В этих случаях приходится понижать температуру, чтобы обеспечить хрупкое разрушение.

В таких случаях проводят серию опытов на ударный изгиб при постепенно понижающейся температуре до перехода металла в хрупкое состояние. При этом температура, при которой резко уменьшается



Фиг. 142. Температурные кривые ударной вязкости крупнозернистого *K* и мелкозернистого *M* железа (Давиденков Н. Н.).

ударная вязкость, служит мерой качества металла (косвенно — мерой положения сопротивления отрыву). Например, у крупнозернистых металлов критическая температура хрупкости выше, чем у мелкозернистых (фиг. 142). Чем ниже эта температура (называемая «критической температурой хрупкости»), тем труднее достигается сопротивление отрыву, тем, следовательно, оно выше, конечно, при прочих равных условиях.

Многие сплавы, в частности, многие никельсодержащие стали, применяющиеся в авиации, имеют столь высокое сопротивление отрыву, что даже при одновременном действии удара, надреза и низкой температуры остаются вязкими и разрушаются срезом даже при этих весьма жестких условиях нагружения. Поэтому для таких сплавов (аустенитные стали, дуралюмин) применение ударных испытаний обычно мало целесообразно и редко практикуется.

Данные по вопросу о целесообразности применения ударных испытаний для различных материалов подытожены в табл. 16.

До сих пор об образце, испытываемом на ударный изгиб, говорили, как о едином целом. Между тем при ударном изгибе¹ пластически деформируется и, следовательно, поглощает работу удара только часть надрезанного образца. Поэтому целесообразно говорить не о деформированном образце, а о пластически деформированном объеме образца. Конечно, в пределах деформированного объема распределение пластической деформации (а следовательно, и работы деформации) неравномерно, так как распределение напряжений в пластической области в сложных случаях зависит от свойств материала. Поэтому при изменении основных механических свойств (например, в зависимости от температуры, изменения химического состава сплава и т. п.) изменения ударной вязкости слагаются из:

- изменения работы деформации элемента объема (о чем говорилось выше);
- изменения величины деформированного объема, т. е. изменения количества элементов объема, принимающих участие в пластическом поглощении работы деформации.

Так как изменение основных свойств может влиять как на работу деформации элемента объема, так и на величину деформированного объема в одном направлении, то изменения ударной вязкости часто

¹ У пластичных металлов работа упругой деформации настолько мала по сравнению с работой пластической деформации, что первой можно пренебречь.

Таблица 16

1	Статически-хрупкие и ударно-хрупкие металлы	Ударные испытания нецелесообразны, так как сопротивление отрыву достигается уже при статических нагрузках	Чугун, [литые алюминиевые и магниевые сплавы
2	Статически-вязкие, но ударно-хрупкие (при 20°) металлы	Ударные испытания при 20° весьма целесообразны, так как они косвенно выявляют величину сопротивления отрыву, не достигаемого при статических нагрузках при 20°	Стали в состоянии отпусковой хрупкости, крупнозернистые стали
3	Статически- и ударно-вязкие при 20°, но ударно-хрупкие при низких температурах металла	Целесообразно проведение ударных испытаний при низких температурах, так как ударных испытаний при 20° недостаточно для перевода металла в хрупкое состояние	Многие углеродистые стали
4	Металлы статически- и ударно-вязкие при всех достигнутых температурах опыта	Ударные испытания малоцелесообразны, так как при всех температурах они не обнаруживают существенно нового по сравнению со статическими опытами	Алюминий, медь и многие их сплавы (естественно состаренный дуралюмин, однофазные бронзы, латуни и аустенитные стали)

оказываются значительно более резкими, чем изменения основных механических свойств σ_s , S_k и т. п.

Нередко, например, небольшие изменения структуры, не отражающиеся на статических свойствах, влияют на ударную вязкость даже без перехода к другому типу разрушения (от среза к отрыву), и потому ударные испытания (даже в пределах данного типа разрушения) являются наиболее чувствительными механическими испытаниями. Эта повышенная чувствительность — и достоинство, и недостаток ударных испытаний, как метода оценки состояния металла.

Ударная вязкость весьма чувствительно отражает, в частности, состояние поверхности образца. Так, например, если надрезы изготовлены до термической обработки, то небольшое обезуглероживание поверхности, ведущее к образованию на поверхности стального образца пластичного слоя феррита, может повысить ударную вязкость в два раза. Во избежание изменения поверхности надреза при термической обработке в общесоюзном стандарте на ударные испытания предписывается изготавливать надрез на ударных образцах *после* их термической обработки, иными словами, — предписывается проведение термической обработки в ненадрезанных заготовках с последующим изготовлением надреза.

Риски, остающиеся от механической обработки и представляющие собой неглубокие, но острые надрезы, располагаясь перпендикулярно к растягивающим усилиям, понижают ударную вязкость.

Для металлов, обработанных давлением, очень важное значение имеют ударные испытания образцов, вырезанных поперек волокна. В то время как характеристики сопротивления пластической деформации

ции σ_s , σ_B ¹ практически не зависят от направления вырезки образца, истинное сопротивление разрушению, пластичность и особенно вязкость при растяжении в поперечном направлении понижены (см. выше фиг. 135, гл. VI). Однако это, при статическом разрыве сравнительно небольшое, понижение по изложенным выше причинам многократно увеличивается при ударных испытаниях, вследствие чего в технические условия на приемку наиболее ответственных деталей нередко вводят нормы на поперечную ударную вязкость, иногда задавая ее в процентах (50 или 60%) от ударной вязкости в продольном направлении.

Не менее важное значение, чем величина ударной вязкости, имеет вид излома ударных образцов. Соответствующие шкалы изломов для определенных сталей и режимов их термической обработки обычно имеются на заводах. В изломе не следует допускать крупнозернистости, шлаковин, расслоений и тому подобных дефектов.

Резюмируя, приходим к выводу, что ударное испытание является одним из методов контроля, очень чутко реагирующим на небольшие изменения состояния металла и в то же время обнаруживающим некоторые комплексные свойства, сложно связанные с простейшими механическими свойствами. При умелом и опытном применении ударные испытания представляют собой ценное, иногда необходимое, дополнение к статическим испытаниям, главным образом для низко- и среднелегированных сталей.

§ 5. Механические свойства при повторно-переменных нагрузках. Усталость металлов

Усталостью металлов называют явления разрушения, наблюдающиеся при многократном повторении нагрузки (порядка 10^5 — 10^7 перемен нагрузки или циклов).

Значение усталостного разрушения для авиационных материалов чрезвычайно велико, особенно для материалов авиационных двигателей.

Такие ответственные детали, как коленчатый вал, шатун, вал редуктора, клапанные пружины, пропеллер, поршневой палец и многие другие, выходят из строя, главным образом, из-за разрушений от усталости.

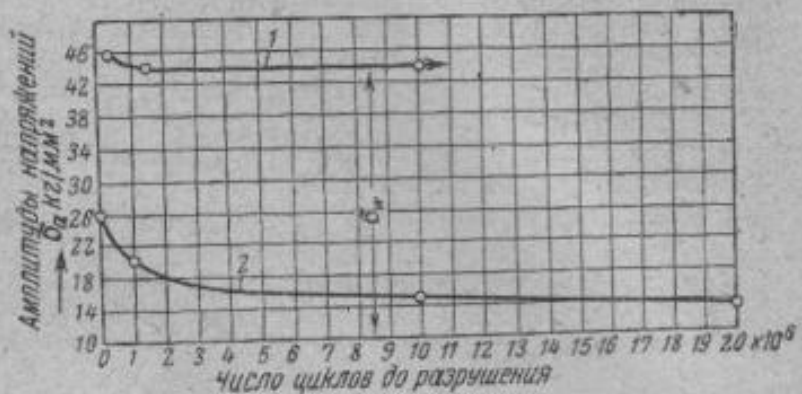
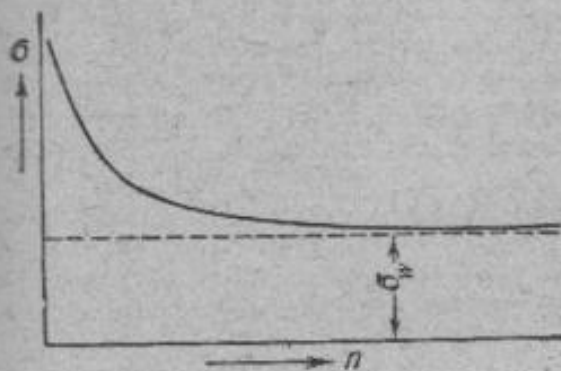
Детали самолетов наряду с периодически изменяющимися несут также значительные постоянные нагрузки, но и для них явления усталости также имеют значение, хотя и не проявляются в таком чистом виде, как в деталях авиационных моторов.

Опасность усталостного разрушения заключается прежде всего в понижении прочности по сравнению со статической прочностью при однократном нагружении; далее — в значительно более сильном и обычно неблагоприятном влиянии различных факторов (внешние надрезы, состояние поверхности, неоднородности структуры) на усталостную прочность по сравнению со статической прочностью и, наконец, в хрупком характере разрушения от усталости. Усталостное разрушение возникает после известного числа перемен нагрузок. Число перемен нагрузок, вызывающее разрушение, в первую очередь зависит от напряжения.

Если по оси ординат откладывать напряжение, а по оси абсцисс — число повторений нагрузки (число циклов), выдержанных металлом до разрушения, то получим кривую типа, изображенного на фиг. 143.

¹ При наличии шейки.

Эта кривая показывает, что чем меньше величина напряжения, тем большее число циклов выдерживает материал до разрушения.



Фиг. 143. Схематическое изображение кривой усталости. Чем ниже переменное напряжение, тем больше число циклов до разрушения.

σ_w — предел выносливости.

Фиг. 144. Кривые усталости для различных металлов.

1 — для стали; 2 — для легких сплавов (С. Л. Жуков).

Для получения кривой усталости производят опыты с 4—7 образцами, нагружаемыми повторными нагрузками разной величины. У различных авиационных материалов наблюдаются два типа кривых усталости: у многих материалов (в первую очередь у сталей) кривая заканчивается явно выраженным горизонтальным участком (кривая 1, фиг. 144), у дуралюмина и ряда других цветных сплавов кривая усталости продолжает идти наклонно практически при любом увеличении числа циклов (кривая 2, фиг. 144).

В первом случае при понижении напряжения ниже определенной величины (σ_w) материал не разрушается практически при любом числе циклов, и потому величина σ_w названа *пределом выносливости*.

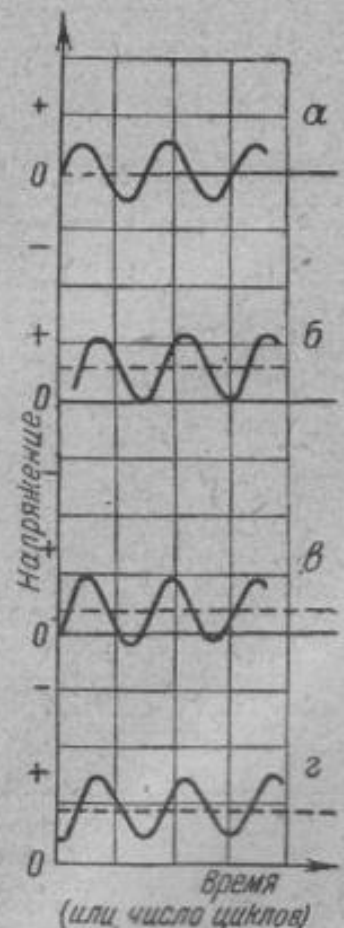
Во втором случае невозможно говорить об определенном пределе выносливости, а приходится для каждого числа циклов устанавливать допускаемое напряжение.

Кривая усталости для данного материала зависит:

- а) от характера переменной нагрузки;
- б) от характера напряженного состояния, вызываемого внешней нагрузкой (растяжение-сжатие, изгиб, кручение).

Остановимся сначала на влиянии первого фактора.

Если графически изобразить изменение нагрузки с течением времени (фиг. 145), то можно различать симметричный цикл, при котором материал претерпевает попеременно одинаковые по величине и противоположные по знаку напряжения (фиг. 145, а). Этот цикл наиболее распространен, и большинство приводимых в справочниках характеристик усталостной прочности получено при симметричных циклах. Примером нагружения по типу, близкому к симметричному



Фиг. 145. Типичные случаи изменения переменной нагрузки со временем.

а — симметричный цикл; б, в, г — асимметричные циклы, из которых б и г — знакопостоянные циклы

циклу, могут служить коренные шейки и щеки коленчатых валов авиационных моторов.

Можно сказать, что при симметричном цикле среднее напряжение, вокруг которого колеблется нагрузка, равно нулю. При асимметричных циклах, которыми являются все остальные циклы (фиг. 145, б, в, г), среднее напряжение не равно нулю.

Предел выносливости для асимметричного цикла выше, чем для симметричного, и тем выше, чем больше доля нагрузок одного знака. Следовательно, симметричный цикл для материала наиболее опасен. Так, например, если сталь 30ХГСА (хромансиль) выдерживает при симметричном цикле (фиг. 145, а) при растяжении-сжатии гладкого образца напряжение $\pm 25 \text{ кг/мм}^2$, то при одностороннем растяжении (фиг. 145, б) та же сталь выдерживает 58 кг/мм^2 .

Помимо усталости при изгибе, явление усталости можно наблюдать и при других способах нагружения: кручении, растяжении-сжатии и т. д. Между пределами выносливости при изгибе (σ_{wB}), кручении (τ_w) и растяжении-сжатии (σ_{wz}) для симметричных циклов (гладкие образцы) существуют для пластичных металлов следующие приближенные соотношения:

$$\begin{aligned}\sigma_{wz} &= 0,8 - 0,9 \sigma_{wB}; \\ \tau_w &= 0,58 \sigma_{wB}.\end{aligned}$$

Эти соотношения близки к соответствующим зависимостям для пределов текучести и сопротивления разрушению путем среза, что указывает на определенную связь усталостного разрушения с касательными напряжениями.

Следует отметить, что сопротивление разрушению при переменных нагрузках (σ_w) не только значительно ниже сопротивления статическому разрушению, но часто ниже даже предела текучести σ_s .

Следовательно, повторение нагрузок значительно *уменьшает прочность материала*.

Наличие надрезов может весьма сильно (до двух раз и более) понижать сопротивление усталости. Состояние поверхности оказывает значительное влияние на предел выносливости. Мелкие, но острые царапины, риски, надрезы могут понижать предел усталости в несколько раз сильнее, чем следовало бы ожидать (если бы понижение усталостной прочности было пропорционально уменьшению сечения).

Особенно велика чувствительность к надрезу и к состоянию поверхности у высокопрочных сталей. Так, например, у хромоникелевых сталей (с $\sigma_B = 185 - 216 \text{ кг/мм}^2$) предел выносливости при изгибе с $13 - 15 \text{ кг/мм}^2$ на образцах с необработанной поверхностью после полирования повышается до 78 кг/мм^2 и, наконец, после весьма тщательного полирования может достигать до 102 кг/мм^2 , т. е. увеличивается почти в восемь раз.

До сих пор речь шла в основном о влиянии геометрической формы поверхности. Не менее резкое влияние на усталостную прочность оказывает наличие твердого поверхностного слоя. Здесь наблюдается следующая закономерность: повышение твердости поверхностного слоя повышает сопротивление усталости; наоборот, понижение твердости поверхностного слоя понижает усталостную прочность¹.

Наиболее ценно влияние, оказываемое твердыми поверхностными слоями на предел выносливости, у *надрезанных образцов*. В некоторых случаях благоприятное влияние твердого поверхностного слоя (напри-

¹ При этом большую роль играют также остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое.

Поэтому азотизация и цементация сталей, анодирование легких сплавов, поверхностный наклеп металлических материалов могут оказаться весьма полезными для повышения усталостной прочности деталей, в то время как обезуглероживание, при котором на поверхности создается мягкий слой феррита, значительно понижает сопротивление усталости.

мер, при азотизации¹⁾ не только совершенно устраняет, но иногда даже перекрывает понижение прочности вследствие надреза. Так, например, предел выносливости при изгибе стального гладкого полированного образца 55—56 кг/мм², а для надрезанного образца (радиус в надрезе 0,3 мм) — 20 кг/мм².

После азотизации и гладкий, и надрезанный образцы имеют практически одинаковое и весьма высокое сопротивление усталости, равное 56—57 кг/мм².

Природа усталости металлов до сих пор неясна, несмотря на многочисленные исследования, посвященные этому вопросу.

Поскольку разрушение наступает только после большого числа циклов, очевидно, по мере повторения нагрузок в металле происходят постепенные изменения.

Наблюдение изломов деталей после усталостного разрушения наглядно показывает две зоны излома (фиг. 146). В местах повышенных напряжений (например, на поверхности при изгибе или кручении) излом имеет гладкую как бы притертую поверхность, сердцевина напоминает хрупкий излом при статическом разрушении.



Фиг. 146. Излом болта, сломавшегося от усталости при переменном изгибе (Д. Н. Видман).

§ 6. Влияние температуры на механические свойства

До сих пор изложение велось применительно к механическим свойствам при комнатной температуре. Между тем влияние температуры на механические свойства имеет весьма важное практическое значение. Значительное количество деталей самолета, мотора и приборов работает при температурах, отличных от комнатной. Большая часть самолетных материалов подвергается воздействию атмосферных температур, изменяющихся в интервале от -50 до $+50^\circ$. Это изменение температуры (главным образом, в сторону понижения), несмотря на свою небольшую величину, может значительно влиять на механические свойства. Многие детали мотора работают при повышенных температурах (клапаны выхлопа и лопатки турбокомпрессоров — при $700-500^\circ$, поршни, поршневые кольца, седла выпускных клапанов, головки цилиндров, клапаны впуска — при $250-350^\circ$ и т. д.), при которых нередко наблюдается сильное изменение механических свойств.

Изучать и сопоставлять влияние температуры на свойства различных металлов следовало бы не при равных температурах, например, по шкале Цельсия, а при так называемых гомологических температурах. За 100% следует взять абсолютную температуру плавления металла и сравнивать различные металлы в одинаковом удалении от абсолютной температуры плавления.

При абсолютной температуре плавления свинца 600°K и железа 1808°K гомологическими температурами являются 300°K для свинца и 904°K для железа (соответственно 27° и 531°C).

При установлении различных закономерностей по вопросу о влиянии температуры на свойства надо учитывать положение металла по

¹⁾ Об азотизации см. ниже — гл. XIII.

шкале гомологических температур (т. е. учитывать его температуру плавления), так как такой учет может обнаружить ряд закономерностей, не обнаруживаемых при сопоставлении свойств при равных температурах по шкале Цельсия.

Однако для практических целей, как правило, важны механические свойства именно при тех температурах, при которых работают детали, и здесь применение обычной температурной шкалы ($^{\circ}\text{C}$) оказывается вполне достаточным. Поэтому хотя и нельзя провести физической границы между областью температур выше 0°C («повышенные» и «высокие» температуры), для практики такое разделение удобно, и мы в дальнейшем будем им пользоваться.

а) Механические свойства при температурах ниже 0°C

Модули упругости с понижением температуры растут вместе с уменьшением параметра решетки.

Так как по большей части на практике стремятся к повышению значений модулей упругости E и G , то понижение температуры не оказывает вредного влияния на эти свойства.

Сопротивление начальным (малым) пластическим деформациям (σ_e , σ_s) неизменно растет с понижением температуры. Сопротивление значительным пластическим деформациям (H_B , σ_B) у металлов, образующих шейку, также растет с понижением температуры и иногда довольно значительно.

В отличие от роста модуля упругости увеличение σ_e , σ_s , H_B и σ_B может оказываться вредным, способствуя хрупкости металла. На приведенной на фиг. 136 схеме видно, что сопротивление отрыву не изменяется с понижением температуры, а сопротивление сдвигу резко возрастает. Отсюда следует, что при снижении температуры возрастает опасность хрупкого разрушения (разрушения путем отрыва), что может вести к уменьшению вязкости.

Таким образом снижение температуры у большинства металлических сплавов ведет к следующим изменениям:

- модули упругости E и G слегка повышаются;
- характеристики сопротивления пластической деформации — σ_e , σ_s , H_B , σ_B ¹ повышаются;
- сопротивление отрыву S_T изменяется мало;
- пластичность и вязкость (δ , ψ , a_k) могут резко уменьшаться (у хладноломких металлов).

Изменение последней характеристики (a_k) наиболее опасно и является следствием соответствующего изменения характеристик сопротивления пластической деформации и сопротивления отрыва.

Следовательно, применяя металлы при низких температурах, надо проверять их склонность к хрупкости при понижении температуры. В случае наличия такой склонности надо по возможности избегать резких переходов сечения (влияния надреза) и стремиться к уменьшению растягивающих усилий.

б) Механические свойства при температурах выше 0°C

Модули упругости понижаются с повышением температуры, причем это понижение тем больше, чем выше температура.

¹ При наличии шейки.

Повышение температуры ведет к весьма значительному понижению прочности (сопротивления пластической деформации и сопротивления разрушению). При этом во многих случаях при повышении температуры на несколько сот градусов прочность понижается в десятки раз.

Наконец, во многих случаях с повышением температуры в металле начинают происходить существенные физико-химические превращения и изменения: выделения из твердых растворов, коагуляция, рекристаллизация, окисление (газовая коррозия) и т. п. Нередко наблюдаемое весьма резкое влияние высокой температуры на механические свойства часто вызывается именно превращениями, а не только чисто физическим влиянием температуры (например, явления тепловой хрупкости).

Далее, влияние времени (скорости) деформации с повышением температуры сильно возрастает, и это влияние приходится учитывать специальными весьма длительными испытаниями на ползучесть и «длительность жизни».

Установлено, что длительным приложением нагрузки (при высоких температурах) можно вызвать разрушение металла, хотя абсолютная величина приложенной нагрузки может быть значительно ниже σ_B (или даже σ_s), определенной при кратковременных (в течение минут или нескольких часов) испытаниях. Это явление, т. е. деформация, непрерывно увеличивающаяся при постоянном воздействии нагрузки и затем оканчивающаяся разрушением, называется крипом или ползучестью.

Сопротивление ползучести определяется изучением деформации металлов под действием длительных постоянных статических нагрузок.

Ввиду необходимости поддерживать постоянные нагрузки в течение десятков часов использование для испытаний на ползучесть обычных испытательных машин было бы нецелесообразно и неудобно. Для испытаний на ползучесть применяют специальные машины.

Эти испытания обычно проводят при растягивающих напряжениях, однако сконструированы также машины для испытания на кручение и на изгиб.

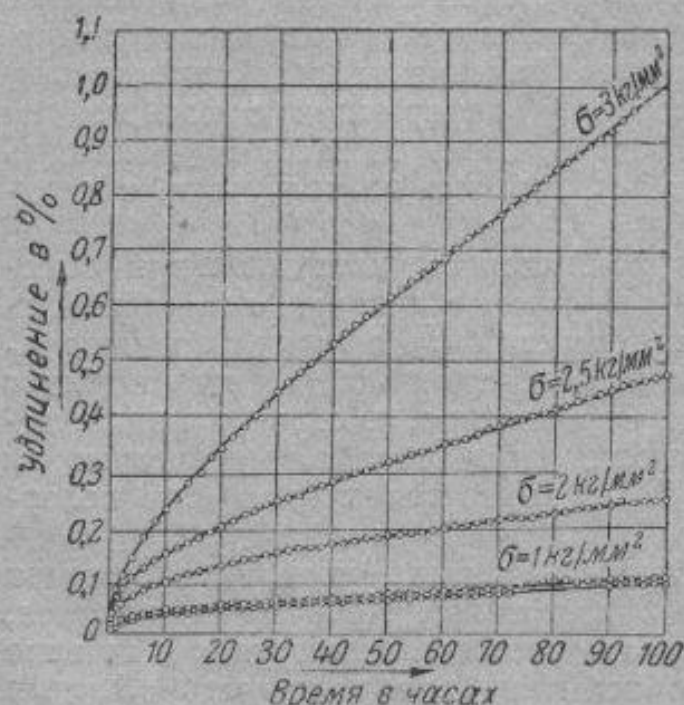
Испытания обычно проводят при заданной температуре, которая поддерживается постоянной, и при постоянной нагрузке. Во время испытания, длящегося десятки, а иногда и сотни часов, и замеряют деформации образца. В результате испытания серии образцов при данной температуре, но при различных напряжениях, определяют предел ползучести.

Пределом ползучести считается то напряжение, которое вызывает за определенное время известную скорость деформации или деформацию заданной величины (например, 1% удлинения за 300 час.). До сих пор неясно, существует ли абсолютный предел ползучести, т. е. отсутствует ли пластическая деформация при весьма длительном нагружении какой угодно малой нагрузкой при повышенных температурах. Однако этот вопрос не имеет большого практического значения. Ввиду стремления к максимальной экономии веса и размеров деталей, работающих при повышенных температурах, большей частью целесообразно допускать низкие деформации. Поэтому в зависимости от условий работы деталей всегда допускают ту или иную пластическую деформацию в течение определенного времени нагружения.

Из определения понятия предела ползучести следует, что сопротивление ползучести — по сути дела есть характеристика сопротивления пластической деформации при повышенной температуре (в отличие, на-

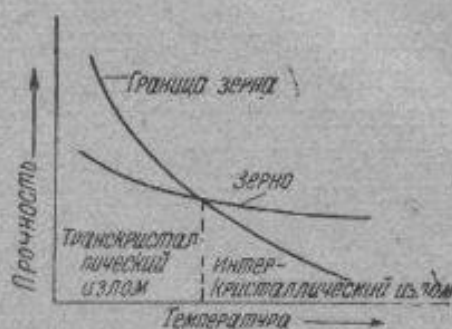
пример, от обычного предела текучести). Другим важным отличием является то, что «допуск» у предела ползучести определяют по общей (упругой и пластической), а не только по остаточной деформации, как предел текучести.

Роль высокой температуры сказывается в том, что упрочняющее действие пластической деформации (при образовании сдвигов) устраняется с той или иной скоростью в зависимости от температуры, и при неизменной нагрузке происходит непрерывная пластическая деформация.



Фиг. 147. Кривые ползучести аустенитной жаропрочной стали ЭИ69 при 800° (М. П. Марковец).

Изучать ползучесть различных материалов удобнее по так называемым кривым ползучести (фиг. 147) при определенной температуре, которая выбирается сообразно с назначением стали. Например, для стали ЭИ69,



Фиг. 148. Схема, объясняющая переход к междукристаллическому излому при повышении температуры. Действительна только для металлов, подверженных тепловой хрупкости.

применяющейся для клапанов авиамоторов, температура 800° лежит в пределах, до которых может нагреться выхлопной клапан мощного авиамотора в работе. В течение испытания измеряют удлинение. Напряжение выбирается различное. Из полученного семейства кривых можно выбрать напряжение, обуславливающее скорость деформации, соответствующую пределу ползучести. Если считать, что предел ползучести есть напряжение, при котором деформация равна 0,1% за 100 час., то при 800° у стали ЭИ69, согласно приведенным кривым, предел ползучести равен 1 кг/мм².

Испытание на ползучесть или прерывается по прошествии определенного времени (через 100 час., как показано на кривых фиг. 147) или продолжается до разрушения образца. В последнем случае при малых напряжениях испытание длится сотни и даже тысячи часов.

До сих пор рассматривалось только сопротивление пластической деформации. Однако при повышенных температурах может получиться также и хрупкое разрушение. Многие металлы при повышенных температурах обнаруживают значительное понижение пластичности и вязкости (явления тепловой хрупкости).

Изучение диаграмм деформации при температурах тепловой хрупкости показывает, что во многих случаях наблюдается понижение сопротивления разрушению.

Известно, что с повышением температуры внутрикристаллический излом (транс- или интракристаллический) переходит в междукристаллический (интеркристаллический) излом. Температура этого перехода обычно называется эквивалентной (равнопрочной), так как при этой температуре прочность (сопротивление разрушению) границ зерен равна прочности (сопротивлению разрушению) по телу зерен (фиг. 148).

Схема на фиг. 148 отображает экспериментально наблюдаемое междукристаллическое хрупкое разрушение при повышенных температурах. Однако применять эту схему ко всем металлическим материалам, как показали исследования последних лет, неверно.

Переход к междукристаллическому разрушению с повышением температуры является следствием уже не физического влияния температуры, как таковой, но связан с физико-химическими процессами, происходящими при повышенных температурах (выделения из твердого раствора, междукристаллическое окисление и т. п.). Металлы и сплавы, в которых не происходят эти физико-химические процессы с повышением температуры, не дают уменьшения пластичности (хрупкости), перехода к междукристаллическому излому.

Таким образом при оценке свойств металла при повышенных температурах надо учитывать как опасность пластической деформации (ползучести), так и опасность хрупкого разрушения (тепловой хрупкости).

§ 7. Оценка металлов по их механическим свойствам

Десятки и сотни тонн конструкционного металла бракуются лишь потому, что одна из обязательных характеристик, хотя бы незначительно, не соответствует техническим условиям. Но если по принятым нормам сталь для коленчатых валов авиамоторов должна иметь ударную вязкость 12 кгм/см^2 , то следует ли из этого, что вал из материала с вязкостью 11 или 10 кгм/см^2 будет работать хуже?

На ряде весьма мощных моторов прекрасно работают валы с ударной вязкостью $10\text{--}8 \text{ кгм/см}^2$ и ниже.

Как установить минимальную величину ударной вязкости, при которой материал вполне пригоден для данного назначения?

Какое значение имеет относительное удлинение для конструкционных материалов, если ряд ответственных деталей (головка цилиндра, картер) прекрасно работает на мощных современных авиамоторах, хотя материал этих деталей имеет удлинение всего лишь 1%?

Ответы на вопросы, аналогичные вышесприведенным, представляют огромные, часто непреодолимые трудности из-за значительного различия между условиями деформации образца при механических испытаниях и условиями работы реальных деталей самолета и мотора.

Эти различия в основном определяются следующим:

а) Как указывалось выше, способ нагружения оказывает существенное влияние на поведение материала. Между тем, способ нагружения и напряженное состояние в ударном или разрывном образце, с одной стороны, и коленчатом вале или головке цилиндра — с другой, кардинально отличаются друг от друга.

При простых механических испытаниях достигнуть сложного напряженного состояния в деталях почти всегда невозможно. Осуществление же этого сложного напряженного состояния путем имитации приводит в сущности уже не к механическим испытаниям материала, а к испытаниям деталей «в натуру».

б) При механических испытаниях образец переходит в пластическую область целиком (при растяжении), или в значительной части (при ударных испытаниях). Между тем, пластическая деформация в детали обычно происходит резко локализованно. Так, например, цельноазотированные коленчатые валы настолько не допускают общей пластической деформации, что для небольшой правки их (после азотизации) приходится оставлять свободные неазотированные места. Между тем эти валы, несомненно, способны к местной пластической деформации, хотя «общая» пластичность азотированного вала близка к нулю.

в) Нередко авиационные детали одновременно подвергаются воз-

действию различных типов нагрузки, например, ударной и повторно-переменной (шатун, поршневой палец).

Так как влияние отдельных факторов на прочность при разных типах нагружения может быть противоположным (например, с увеличением твердости поверхности ударная вязкость уменьшается, а сопротивление усталости растет), то сопоставление двух взаимно противоположных влияний, при их одновременном действии для работающей детали и выборе специального сочетания механических свойств, является весьма сложной задачей, решаемой по большей части подбором многих практических проб и экспериментов.

Если добавить еще влияние температуры, скорости деформации, перераспределения напряжений после перехода в пластическую область и т. п., то станет ясной трудность разбираемой проблемы.

Приведенные примеры относились к оценке материалов для авиационных деталей с точки зрения их конструкционного применения. Немного проще обстоит дело с оценкой технологического поведения материалов (при обработке их давлением или резанием). И в этих случаях влияние сил трения, скорости деформации, неравномерного распределения температур и деформации по объему деформируемого металла чрезвычайно усложняет количественную оценку свойств материала. Поэтому при технологической оценке материала часто стремятся воспроизвести условия реального технологического процесса (т. е. применяют технологические «испытания в натуре»).

Приемы и методы конструкционных и технологических производственных испытаний изучают в специальных лабораториях, имеющихся при многих авиационных заводах и институтах. Эти вопросы выходят за рамки металловедения и потому здесь не будут рассматриваться.

При текущем контроле определение механических свойств важно не столько само по себе, а как косвенный показатель однородности и стандартности данной партии (плавки) металла. Наиболее чувствительными являются свойства, характеризующие сопротивление разрушению, например ударная вязкость, а также сужение поперечного сечения.

При оценке материалов в металловедении обычно сравнивают два (или несколько) материалов по тому или иному механическому свойству. При этой оценке стремятся получить известные заключения и о технологическом и конструкционном поведении металла, а также установить связь между свойствами и структурой.

В результате такого сопоставления мы не получаем прямых указаний о пригодности данного материала к тому или иному практическому процессу деформации, а отвечаем лишь на вопрос о том, как располагаются изучаемые материалы по их пластичности, сопротивлению малым и значительным пластическим деформациям, сопротивлению разрушению (срезу и отрыву) и т. п.

В первую очередь целесообразно сопоставлять материалы по следующим основным механическим характеристикам:

а) Оценка упругих свойств. Так как коэффициент Пуассона μ — величина, весьма мало изменяющаяся, и так как величины E , G и μ однозначно связаны между собой, то для сопоставления упругих свойств достаточно сравнить модули G или E у различных материалов. Это — один из наиболее точно осуществимых видов оценки механических свойств для ряда случаев, имеющих большое значение, в частности, при рассмотрении работы тонкостенных элементов.

б) Оценка сопротивления малым пластическим деформациям, характеризуемого пределами упругости и текучести. Такая оценка наиболее часто практикуется для конструкционных материалов и проводится обычно по пределу текучести при растяжении.

Для материалов, хрупких при растяжении (чугуны, литые алюминиевые сплавы) во избежание преждевременного хрупкого разрушения более целесообразно определять предел текучести при кручении.

Выбор допуска остаточной деформации диктуется условиями работы детали или конструкции, изготавливаемой из данного материала. Если для конструкции недопустимы уже весьма малые пластические деформации (например, стяжные шпильки авиамоторов), то следует предпочесть определение предела упругости, например, с допуском $0,001\%$ остаточного удлинения.

Если небольшие местные пластические деформации (при общей упругой деформации) допустимы, например, для многих самолетных конструкций, то следует предпочесть определение предела текучести ($\sigma_{0,2}$).

в) Оценка сопротивления значительным пластическим деформациям. Относящиеся сюда характеристики (прежде всего твердость по Бринеллю и предел прочности у металлов, образующих шейку) имеют менее прямое отношение к работе конструкции, чем пределы упругости и текучести, но тем не менее измерение σ_B широко применяется, главным образом, из-за простоты измерения этих величин по сравнению с $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,1}$ и $\sigma_{0,001}$. H_B близко связана с сопротивлением материала смятию.

Сведения о таких величинах, как σ_B и H_B для разнообразнейших материалов после разной термической и механической обработки накоплены в громадном количестве и являются основными цифрами большинства технических условий на металлические материалы.

Поэтому в качестве первой, хотя и грубой, оценки механических свойств следует рекомендовать измерение твердости по Бринеллю или Роквеллу, отражающей сопротивление металла значительными пластическими деформациями.

г) Оценка сопротивления разрушению. Эта оценка проводится путем измерения сопротивления:

1) срезу при двойном срезе или кручении; для очень хрупких материалов (например закаленной инструментальной стали, литых алюминиевых сплавов и т. п.), которые при испытании на двойной срез дают отрыв, сопротивления касательному разрушению (срезу), должны определяться при сжатии;

2) отрыву, которое у большинства материалов, хрупких при растяжении, определяется как обычный предел прочности при разрыве, либо путем разрушения изгибаемого ненадрезанного образца, что значительно проще методически.

У пластичных материалов иногда удается определить сопротивление отрыву при разрыве при низких температурах (в жидком воздухе и т. п.). Для многих нехладноломких металлов (дуралюмин, большинство никельсодержащих сталей, многие бронзы и латуни) до сих пор не удалось определить сопротивление отрыву.

Наконец, для хладноломких, но пластичных при 20° , металлов (железа, многих низколегированных сталей, цинковых сплавов) можно определить сопротивление отрыву косвенно, путем ударных испытаний при понижающихся температурах.

Для материалов, обработанных давлением, следует в первую очередь измерять сопротивление разрушению поперек волокна, которое обычно понижено.

д) Сопоставление пластичности и вязкости материалов, образующих при растяжении шейку. Наиболее правильно сравнивать абсциссы конечных точек и площади диаграмм растяжения и кручения. Пластичность можно оценивать также по сопоставлению величин поперечного сужения (сужение шейки).

Удлинение непригодно в качестве показателя пластичности для металлов, образующих шейку, почти для всех практических случаев деформации. У материалов, не образующих при растяжении шейки, удлинение однозначно связано с сужением поперечного сечения, и потому любая из этих характеристик отражает полную пластичность металла.

Для материалов, обработанных давлением, следует особо измерять пластичность и вязкость в направлении, перпендикулярном к оси волокна, так как в этом направлении пластичность обычно минимальна.

е) Сопротивление усталости целесообразно оценивать экспериментально, изучая пределы выносливости, в первую очередь надрезанных (а не только гладких) образцов при изгибе при знакопеременном симметричном цикле и приближенно оценивая подсчетом пределы выносливости гладких образцов по величине σ_D .

ЛИТЕРАТУРА

Н. Н. Давиденков, Механические свойства и испытание материалов, 2-е изд., ОНТИ, 1933.

Н. Н. Давиденков, Динамические испытания металлов, 2-е изд., ОНТИ, 1936.

И. А. Одинг, Современные методы испытания металлов, 4-е изд., Металлургиздат, 1944.

С. В. Серенсец, П. М. Тетельбаум и П. И. Пригоровский, Динамическая прочность в машиностроении, Машгиз, 1945.

Г. В. Ужик, Методы испытаний металлов и деталей машин на выносливость, изд. Акад. наук, 1948.

Я. Б. Фридман, Механические свойства металлов, Оборонгиз, 1946.

Н. А. Шапошников, Методика механических испытаний металлов, Госметаллургиздат, 1933.

ГЛАВА VIII

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

§ 1. Влияние пластической деформации на свойства металла

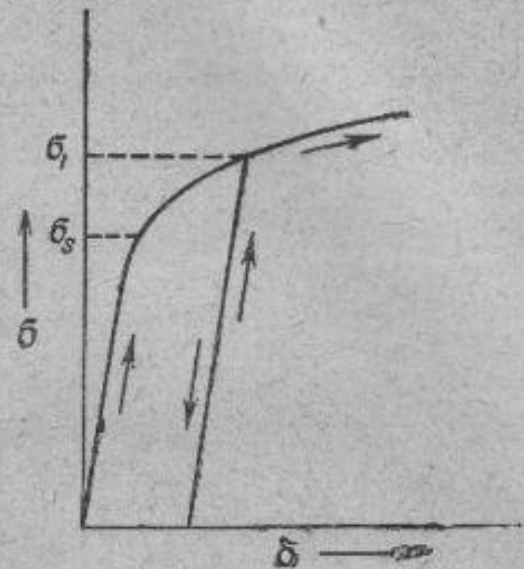
Напряжения выше предела упругости вызывают пластические деформации. Предел упругости или текучести, как уже указывалось в предыдущих главах, — величина, характеризующая сопротивление материала пластической деформации. Если нагрузить материал до напряжения σ_1 , более высокого, чем σ_s , снять нагрузку и затем опять нагрузить, то предел текучести повысится до значения, близкого к σ_1 (фиг. 149). Пластическая деформация вызвала сдвиги, повысила способность материала сопротивляться пластическим деформациям, т. е. упрочнила материал. Пластическая деформация металла, каким бы она способом ни вызывалась (растяжением образца, ковкой или прокаткой изделия), упрочняет материал.

Так как пластическая деформация вызывает в материале сдвиги и так как известно, что по плоскости сдвига при увеличении деформации дальнейшего сдвига не происходит, можно констатировать, что район плоскости сдвига является более прочным, чем остальная часть кристалла.

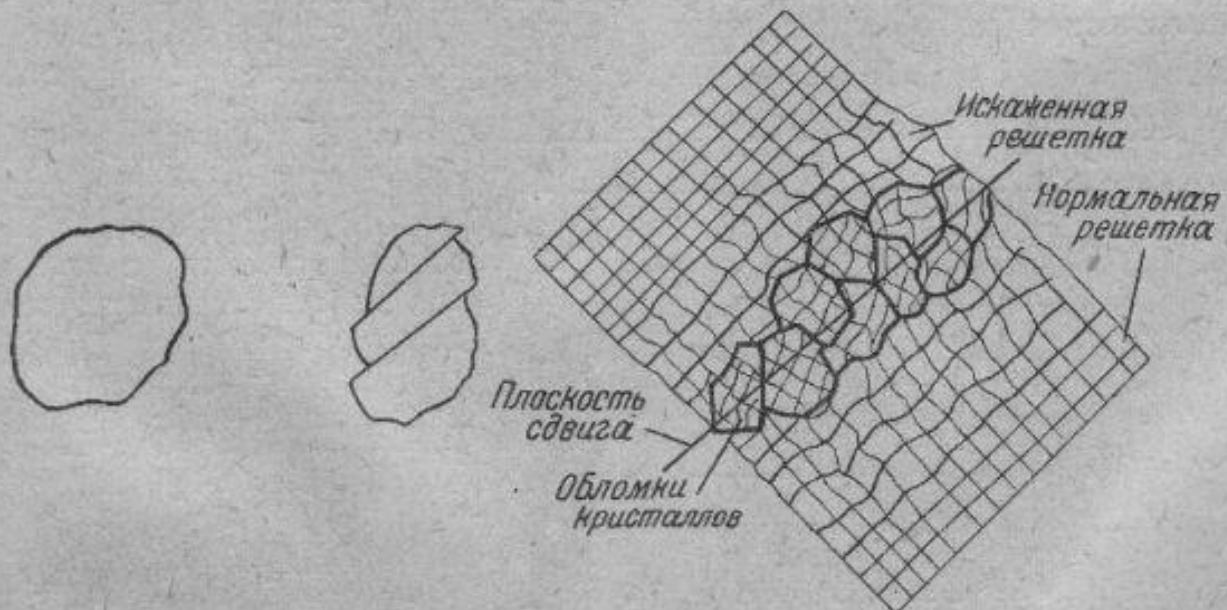
Дальнейшее увеличение напряжения ведет к появлению новых сдвигов до тех пор, пока металл потеряет способность пластически деформироваться (образовывать сдвиги) вследствие истощения всех свободных для сдвигов направлений. Дальнейшее увеличение напряжения поведет к его разрушению.

Чем же объясняется, что район плоскости сдвига является более прочным, чем остальная часть кристалла?

В данном случае допустимо следующее предположение. При смещении одной части кристалла в отношении другой в момент образования сдвига (на фиг. 150 схематически показано зерно, свободное от сдвигов, зерно после пластической деформации, т. е. со сдвигами, и район сдвига в увеличенном виде) в районе плоскости сдвига получают мелкие осколки зерен, которые создают шероховатость на плоскости сдвига и затрудняют перемещение. Кроме того, как в этих осколках зерен, так и в самих зернах решетка искажена, почему в этом месте металл упрочняется.



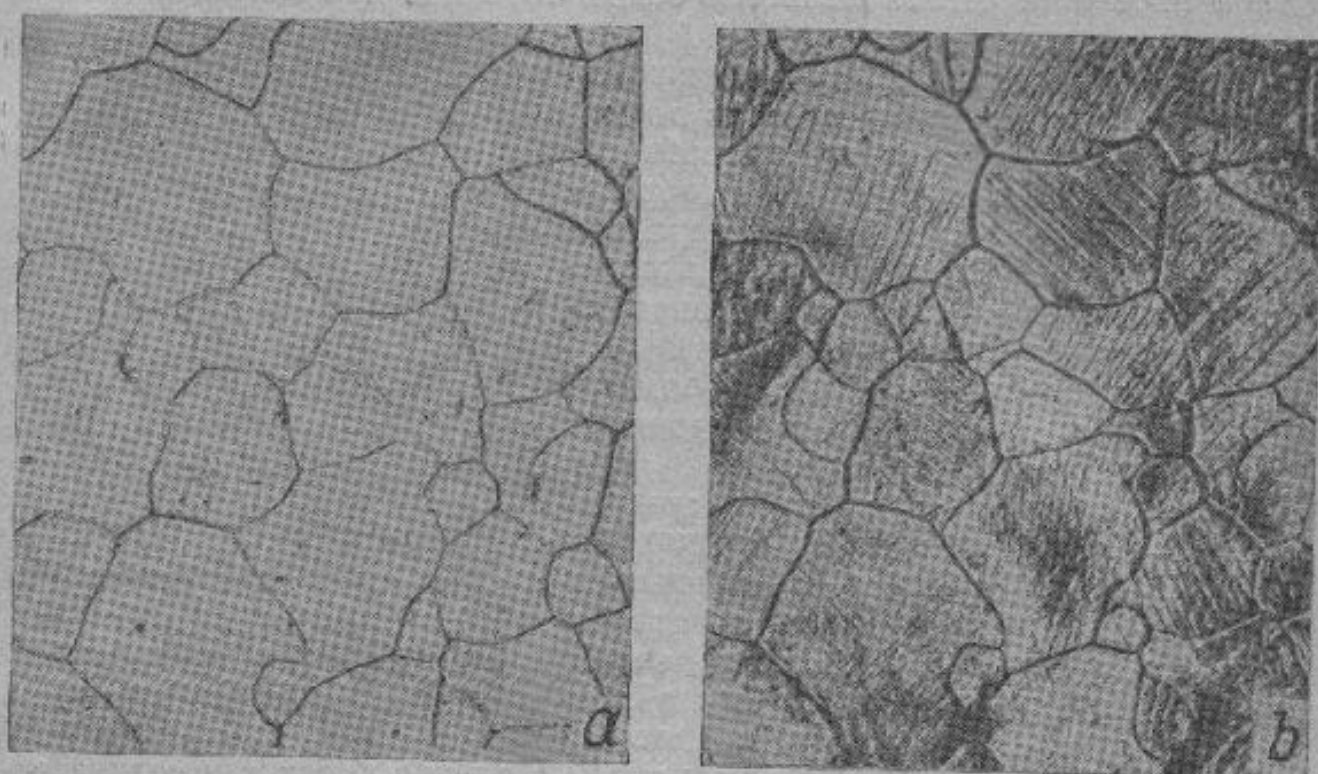
Фиг. 149. Диаграмма растяжения (схема).



Фиг. 150. Изменение строения в районе плоскости сдвига (схема).

Чем больше образовалось сдвигов, т. е. чем больше была пластическая деформация, тем более высокое сопротивление будет оказывать металл при воздействии на него внешних сил. Следовательно, пластическая деформация повышает сопротивление пластической деформации, повышает такие показатели, как предел текучести σ_s , предел прочности σ_b и твердость с одновременным снижением пластичности мате-

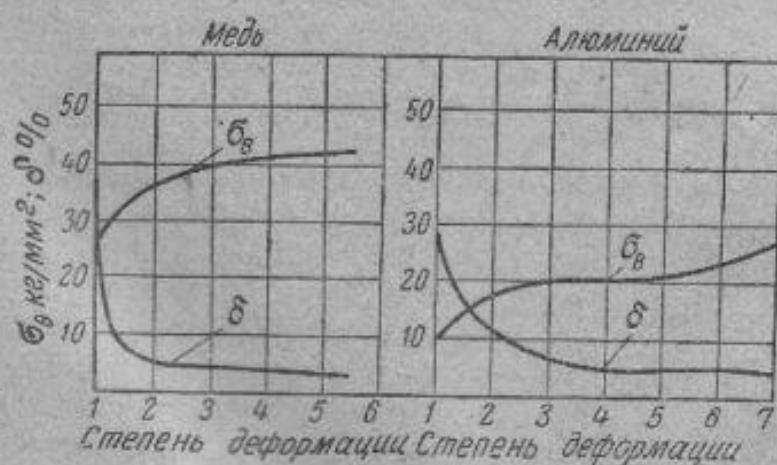
риала, так как после предварительной пластической деформации уже какое-то количество возможных плоскостей сдвигов использовано и пластичность уменьшилась.



Фиг. 151. Изменение микроструктуры железа при пластической деформации (Розенгейн).

a—до наклепа; *b*—линии сдвигов, вызванных наклепом.

Так как при сдвигах зерно делится на части, то очевидно, что пластическая деформация ведет к измельчению структуры, к получению вытянутых и более мелких зерен.



Фиг. 152. Изменение механических свойств меди и алюминия в зависимости от степени пластической деформации.

степени деформации вести себя и другие механические характеристики, показывающие сопротивление пластической деформации (предел теку-

¹ Степень деформации измеряется отношением площади первоначального сечения к площади сечения после деформации; в опытах, результаты которых приведены на фиг. 152, уменьшение сечения доведено для меди в $4\frac{1}{2}$ раза, для алюминия в 6 раз.

чести, твердость). Аналогично с удлинением ведут себя и другие показатели пластичности, например сужение.

Следует указать на изменение плотности под действием пластической деформации, так как часто по этому вопросу даются противоречивые толкования.

Опыты показывают, что с увеличением деформации плотность понижается. На фиг. 153 приведены результаты опытов по определению плотности разорванного образца чистого железа. После разрыва в месте шейки (участок 9) деформация была максимальной, а у головки деформация почти отсутствовала. По мере приближения к более деформированным участкам удельный вес уменьшается. Очевидно, сдвиги и перемещения кристаллов при пластической деформации ведут к образованию пор и пустот, вследствие чего плотность уменьшается¹.

Пластическая деформация и связанные с ней упрочнение металла и изменение его свойств в производстве называются *наклепом*, или *нагартовкой*.

§ 2. Влияние нагрева на строение и свойства деформированного металла

Пластическая деформация — образование сдвигов, осколков зерен и искажение кристаллической структуры — приводит металл в структурно неустойчивое состояние. Самопроизвольно должны происходить явления, возвращающие металл в структурно более устойчивое состояние. Лишь недостаточной подвижностью атомов при комнатной температуре можно объяснить медленность восстановления структуры или отсутствие этого процесса у большинства металлов.

К самопроизвольным процессам, которые приводят пластически деформированный металл к более устойчивому состоянию, относятся снятие искажений кристаллической решетки, вызванных сдвигами, и рост зерна. Первый процесс не требует высокой температуры, так как при этом происходит незначительное перемещение атомов. Действительно, небольшой нагрев (для железа 200—300°) ведет к снятию искажений решетки. Линии на рентгенограммах деформированного металла, размытые вследствие искажений решетки и нарушений ее правильности, вновь становятся четкими. Механические свойства частично (на 20—30%) получают прежние значения (т. е. крепость и твердость снижаются, а пластичность возрастает). Частичное восстановление механических свойств вследствие устранения искажений решетки называется *возвратом*, или *отдыхом*.

	Удельный вес
9	7,735
8	7,842
7	7,848
6	7,850
5	7,856
4	7,863
3	7,861
2	7,869
1	7,870

Фиг. 153. Изменение плотности в зависимости от степени пластической деформации у образца, подвергнутого растяжению.

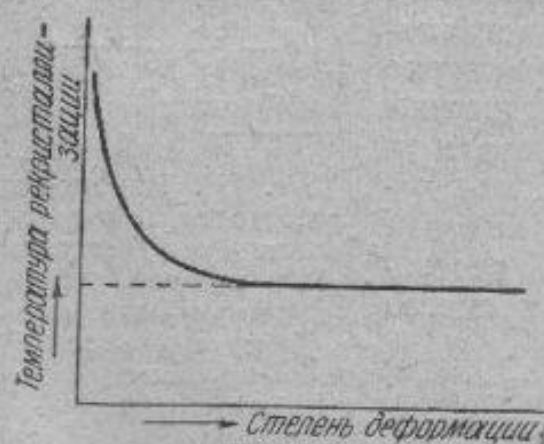
¹ Так же как и растяжение, влияют и другие виды пластической деформации, однако конечные результаты зависят от степени плотности исходного материала. При пористом и неплотном металле пластическая деформация может сначала вызвать запрессовку пор, что отразится на суммарном изменении плотности, т. е. сперва пластическая деформация такого металла может даже вызвать уплотнение.

При возврате устраняются только искажения кристаллической решетки, поэтому это явление не сопровождается ни изменением микроструктуры, ни изменением плотности. При более высоком нагреве атомы металла приобретают способность к большим передвижениям. Мелкие зерна, обломки зерен на границах и на плоскостях сдвига являются неустойчивыми, так как они обладают большей внутренней энергией (большая поверхность), чем крупные зерна¹. Как только атомы приобретут достаточную подвижность вследствие повышения температуры, начинается процесс восстановления структуры (которая была до деформации), т. е. как бы вновь начнется процесс образования кристаллов. Это явление носит название *рекристаллизации*. Рекристаллизация протекает при более высоких температурах, чем возврат, и может начаться с заметной скоростью после нагрева выше определенной температуры. Сопоставление температур рекристаллизаций различных металлов показывает, что между минимальной температурой рекристаллизации и температурой плавления существует установленная А. А. Бочваром простая зависимость

$$T_{\text{рекр}} \approx 0,4T_{\text{пл}}$$

где T — абсолютные температуры рекристаллизации и плавления.

Следовательно, минимальная температура рекристаллизации для железа около 450° , для меди — около 270° и для алюминия — около 100° . Для легкоплавких металлов, как цинк, олово, свинец, температура рекристаллизации ниже комнатной,



Фиг. 154. Температура рекристаллизации в зависимости от степени деформации (схема).

т. е. для этих металлов не требуется нагрева, чтобы вызвать процесс рекристаллизации. Помимо природы металла, минимальная температура рекристаллизации зависит также и от степени предшествующей деформации. Чем больше была степень деформации, чем более измельчена структура, чем менее она устойчива, тем больше ее стремление принять более устойчивое состояние. Следовательно, большая степень деформации облегчает процесс рекристаллизации и снижает минимальную температуру рекристаллизации. Температура рекристаллизации снижается в боль-

шей степени начальными деформациями, в то время как при более высоких степенях деформаций температура рекристаллизации изменяется в меньшей степени. Поэтому после какого-то предела увеличение деформации не ведет к дальнейшему снижению температуры рекристаллизации (фиг. 154). Подсчитанные по формуле $T_{\text{рекр}} = 0,4 T_{\text{пл}}$ температуры рекристаллизации относятся к температурам рекристаллизации при максимальной пластической деформации.

При температуре рекристаллизации, определенной практически или подсчитанной по приведенной выше формуле, процесс рекристаллизации развивается с заметной скоростью. При этой температуре скорость рекристаллизации скачкообразно возрастает и затем более плавно уско-

¹ Об этом подробнее см. ниже.

рется по мере повышения температуры. Ниже температуры рекристаллизации процесс рекристаллизации идет крайне медленно. Нельзя считать абсолютно установленным, идет ли процесс рекристаллизации при температурах значительно ниже (на $100-200^\circ$) минимальной температуры рекристаллизации очень медленно (и ввиду его медленности фиксировать его затруднительно) или этот процесс вообще не может протекать вследствие недостаточной подвижности атомов¹.

Температура рекристаллизации имеет важное практическое значение.

Во-первых, для того чтобы восстановить структуру и свойства наклепанного металла, его надо нагреть выше температуры рекристаллизации. Такая обработка называется *отжигом*.

Во-вторых, пластическая деформация выше температуры рекристаллизации хотя и поведет к образованию сдвигов и к упрочнению, но это упрочнение будет немедленно устраняться протекающим при этих температурах процессом рекристаллизации.

Следовательно, *при пластической деформации выше температуры рекристаллизации упрочнения и наклепа металла не произойдет*. Такая обработка называется *горячей обработкой* давлением. Обработка давлением (пластическая деформация) ниже температуры рекристаллизации вызывает наклеп и называется *холодной обработкой*. Для железа обработка при 600° является горячей обработкой, а при 400° — холодной. Для свинца и олова обработка даже при комнатной температуре является горячей обработкой, так как температура 20° будет выше температуры рекристаллизации этих металлов. Вот почему эти металлы называются в практике ненаклепываемыми, хотя при деформации линии сдвига у них образуются, что легко обнаруживается, например, у олова: легкое потрескивание оловянной пластинки при изгибе является следствием образования линий сдвигов.

Чтобы определить, является ли данный вид обработки давлением холодной или горячей обработкой (т. е. сопровождается ли обработка давлением наклепом), следует учитывать, помимо температуры рекристаллизации, и скорость деформации. При малой скорости деформации будет происходить рекристаллизация при всех температурах выше порога рекристаллизации. При большой скорости деформации рекристаллизация может не поспевать за деформацией, и в той или иной мере металл при обработке будет наклепываться. Скорость рекристаллизации сильно возрастает с повышением температуры. При горячей обработке металла, чтобы увеличить его пластичность, а также для устранения возможности наклепа, применяют температуры, значительно превосходящие минимальную температуру рекристаллизации.

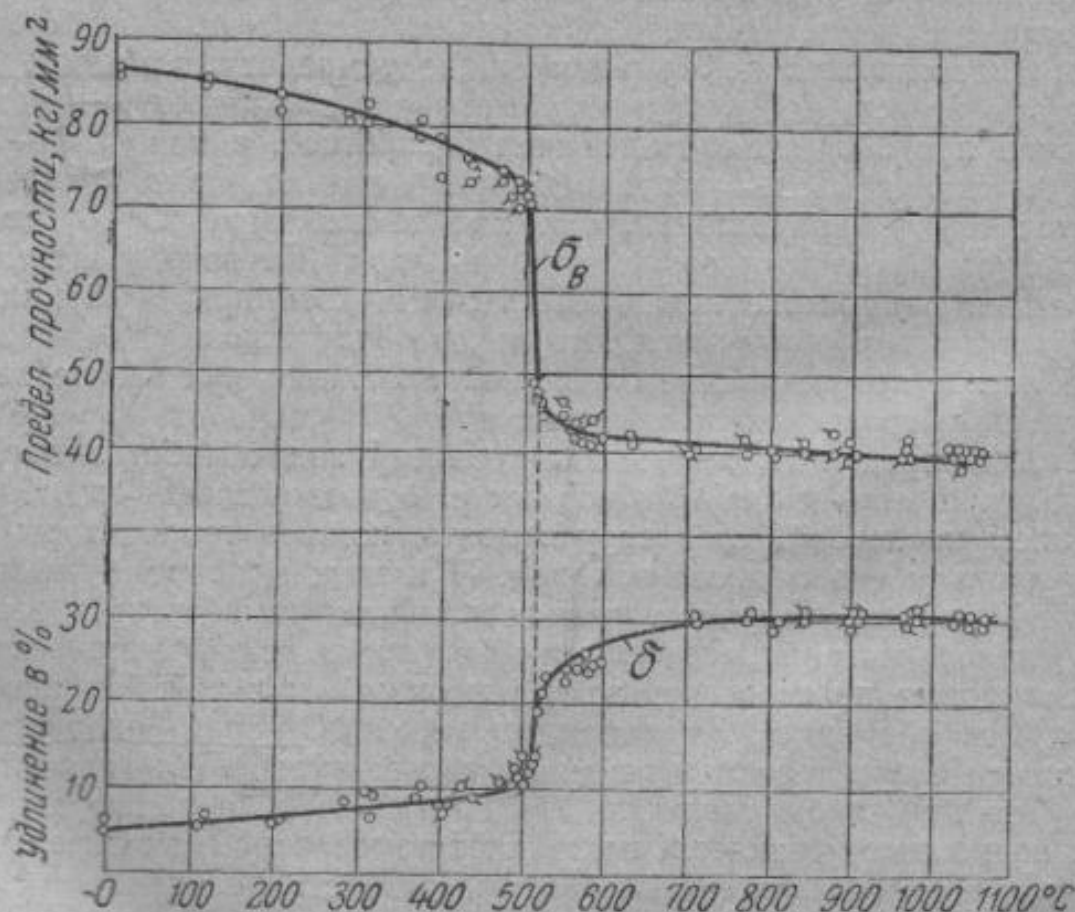
Для отжигов наклепанного материала в производственных условиях применяют также более высокие температуры, чем минимальная температура рекристаллизации. В табл. 17 приведены данные, показывающие теоретическую минимальную температуру рекристаллизации, температуру, при которой в производственных условиях производится рекристаллизационный отжиг, и температуру горячей обработки давлением.

¹ Т. е. есть ли здесь полная аналогия с плавлением. Ведь ниже температуры плавления, сколь бы долго мы ни держали металл, он не расплавится.

Таблица 17

Металл	Температура, °C		
	теоретическая минимальная рекристаллизации	рекристаллизации одного отжига	горячей обработки давлением
Железо	450	600—700	1300—800
Сталь	450	600—700	1300 (1100)—800
Медь	270	450—500	800—600
Латунь	250	400—500	750—600
Алюминий	20	250—350	450—350

В соответствии с описанными выше процессами изменения строения наклепанного металла при его нагреве следует ожидать и соответственного изменения свойств. По мере повышения температуры твердость



Фиг. 155. Изменение механических свойств наклепанного железа в зависимости от температуры нагрева (Геренс).

сначала слегка снижается вследствие явлений возврата. При определенной температуре твердость резко падает и достигает исходного значения металла до наклепа. Эта температура и есть минимальная температура рекристаллизации, или порог рекристаллизации (фиг. 155). Аналогично с пределом прочности меняются и другие свойства сопротивления пластической деформации (твердость, предел текучести). На фиг. 155 показаны также изменения пластичности — удлинения. Низ-

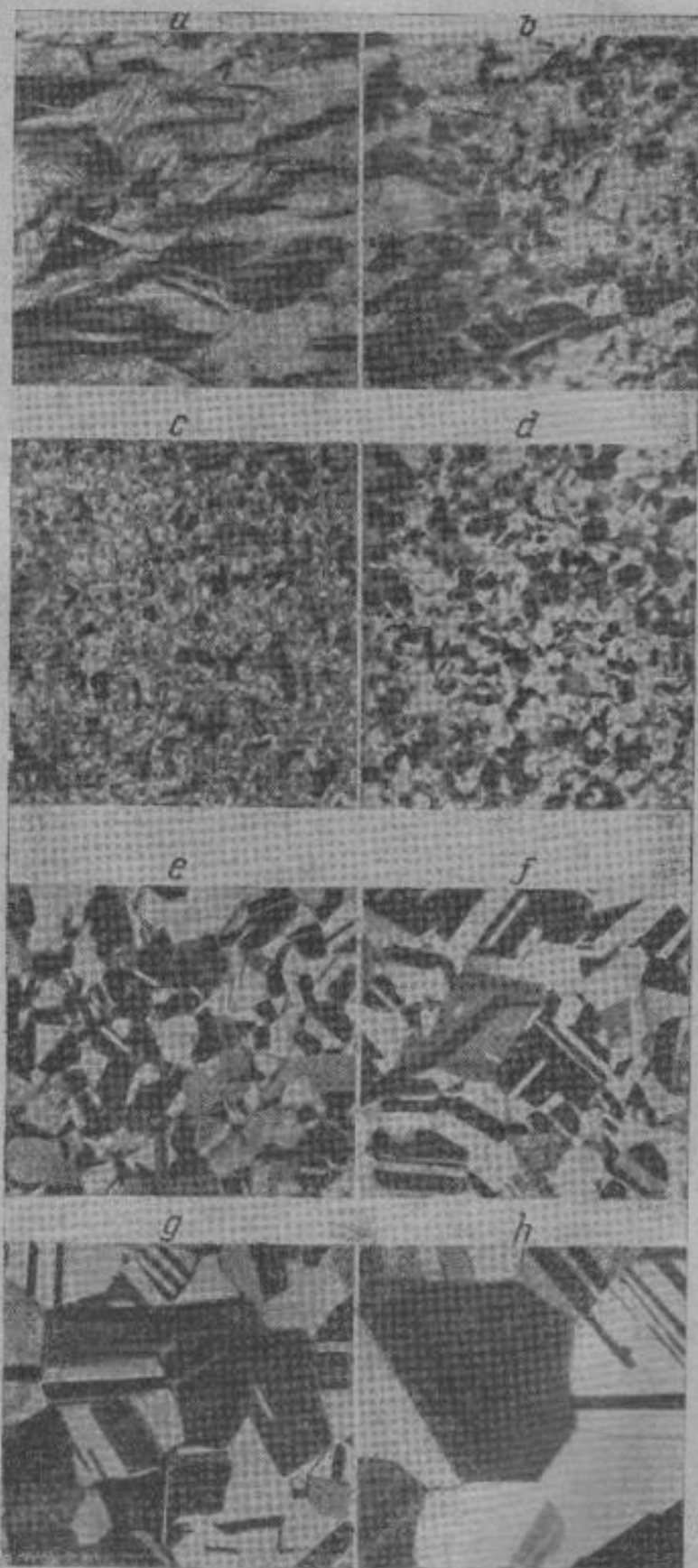
кая температура нагрева и происходящие при ней явления возврата сообщают металлу некоторую дополнительную пластичность, но лишь рекристаллизация полностью восстанавливает исходную до наклепа пластичность металла.

Изменения микростроения при нагреве наклепанного металла показаны на микрофотографиях (фиг. 156).

Исходная структура нагартванной латуни показана на фиг. 156, *a*. На этой микрофотографии видны вытянутые зерна с большим числом сдвигов. Нагрев на невысокую температуру, вызывающий небольшое снижение твердости вследствие возврата, не изменяет существенно микростроения (фиг. 156, *b*). Нагрев до 350° приводит зерна металла вследствие рекристаллизации в равноосное состояние. Эта температура, очевидно, лежит несколько выше порога рекристаллизации (но незначительно), так как размер зерен невелик. Более высокая температура (550—800°) вызывает рост зерна.

Если бы эти результаты изобразить в виде графика температура — размер зерна, то получили бы кривую, приведенную на фиг. 157. Рекристаллизация начинается с роста зерна: размер зерна тем больше, чем выше температура.

Особенность процесса роста зерна при рекристаллизации заключается в том, что он весьма своеобразно зависит от предшествующей деформации. Если бы нагреву подвергался пластически недеформированный металл, рост зерна начался бы при гораздо более высоких

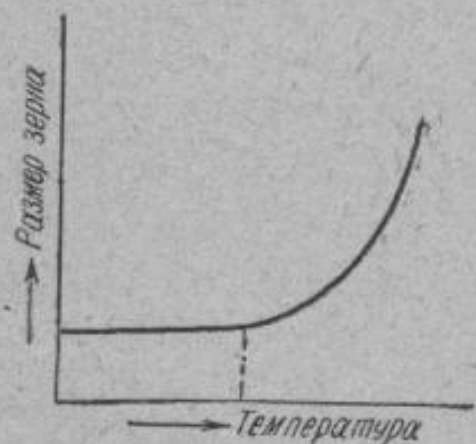


Фиг. 156. Изменение микроструктуры наклепанной латуни в зависимости от температуры нагрева.

a—после холодной деформации; *b*—после нагрева на 300°; *c*—на 350°; *d*—на 450°; *e*—на 550°; *f*—на 650°; *g*—на 750°; *h*—на 800°.

температурах и происходил бы гораздо менее интенсивно, чем у деформированного металла. Предшествующая пластическая деформация способствует росту кристаллов при нагреве. Этот факт объясняется следующим. В литом или деформированном при высокой температуре металле отдельные зерна металла окружены тонкой пленочкой различных окислов, загрязнений и т. д. Эта тонкая пленка, *межклеточное* вещество, была обнаружена экспериментально; она нарушает контакт между зернами, и рост зерна может начаться лишь после растворения этих прослоек в основном металле, т. е. при высоких температурах.

Пластическая деформация разрушает в первую очередь эти непрочные и малопластичные прослойки, создает контакт между зернами,



Фиг. 157. Изменение размера зерна наклепанного металла в зависимости от температуры нагрева (схема).

и, как только температура достигает достаточной величины, обеспечивающей необходимую подвижность атомов, происходит укрупнение структуры.

Рост кристаллов — процесс самопроизвольный, протекающий из-за естественного стремления системы к уменьшению запаса внутренней энергии.

Если принять, что в единице поверхности заключена поверхностная энергия определенной величины, то укрупнение зерна, т. е. получение из нескольких мелких зерен меньшего числа крупных зерен, приведет к уменьшению суммарной поверхности и, следовательно, к уменьшению запаса свободной энергии в системе.

Поверхностная энергия данного объема зерна зависит, следовательно, от его поверхности, а поверхностная энергия системы — от отношения поверхности к объему $\frac{P}{V}$. Поэтому не только укрупнение структуры, но и сфероидизация зерен (сфера имеет минимальное отношение $\frac{P}{V}$ из всех геометрических фигур) является самопроизвольным процессом. Чем выше температура, тем подвижнее атомы, тем интенсивнее идет стабилизация структуры — укрупнение зерен, их сфероидизация и т. д.

Из этого следует, что термодинамически крупное зерно более устойчиво, чем мелкое, так как имеет меньшее отношение $\frac{P}{V}$. Поэтому кристаллы должны расти за счет мелких кристаллов, т. е. если мы имеем неоднородную структуру из крупных и мелких кристаллов, то процесс роста кристаллов будет сопровождаться увеличением размеров крупных кристаллов (которые будут «поедать» мелкие). Чем будет больше контраст в размерах кристаллов, тем быстрее пойдет этот процесс. Окончательный размер кристаллов, помимо температуры процесса, выдержки и других внешних факторов, зависит также и от исходного строения зерен.

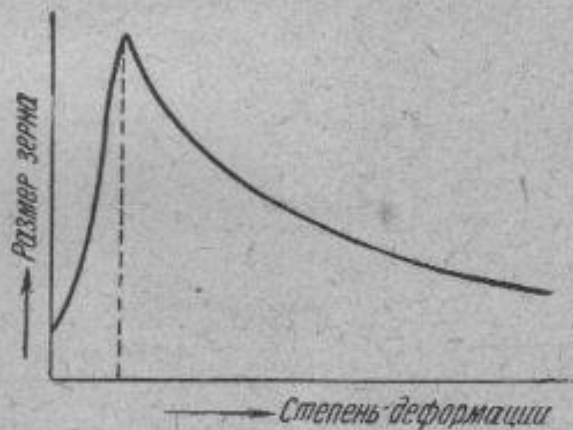
Предположим, что имеется структура, состоящая из немногих крупных зерен и большого числа мелких. Эти немногие крупные зерна «поедят» все мелкие, значительно увеличатся в объеме, и получится крупнозернистая структура.

Если исходная структура будет состоять из более равномерных по величине зерен, то рост кристаллов будет при тех же температурных

условиях происходить более вяло, так как разница в энергетическом потенциале отдельных зерен будет меньше.

Начальная стадия наклепа деформирует наиболее благоприятно ориентированные в отношении направления действующих сил кристаллы. Эти кристаллы измельчаются, тогда как другие еще не затронуты деформацией. Получается сильно дифференцированная структура — большое количество мелких кристаллов из деформированных зерен и некоторое количество крупных недеформированных кристаллов. Такая структура наиболее способна к укрупнению зерна при нагреве.

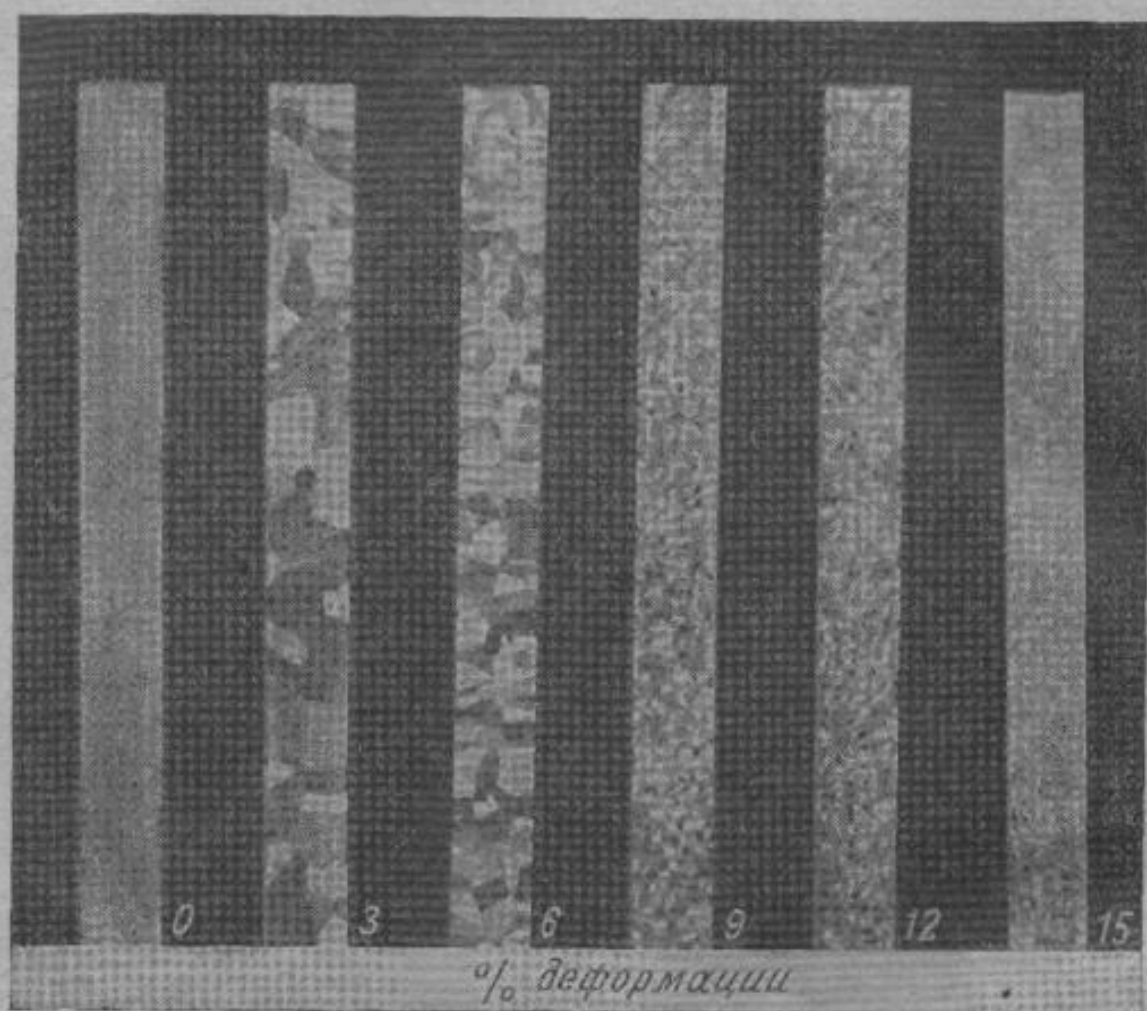
С увеличением степени деформации деформируются все новые и новые зерна, структура измельчается все более и более равномерно, и склонность к росту зерна при последующем нагреве уменьшается.



Фиг. 158. Размер зерна после рекристаллизации в зависимости от степени предшествующей деформации (схема).

Следовательно, при какой-то степени деформации структура наиболее склонна к росту зерна при последующей рекристаллизации. Увеличение деформации сверх этого предела уменьшает склонность зерна к росту. Зависимость размера зерна после рекристаллизации от степени предшествующей деформации показана на фиг. 158. Степень деформации, дающая после рекристаллизации наиболее крупное зерно, называется *критической*. Степень критической деформации невелика: для большинства металлов она около 3—5%, т. е. наиболее крупное зерно после отжига получается тогда, когда обжатие при прокатке или других видах холодной обработки составляет 3—5% поперечного сечения. Такой степени обжатия следует избегать в производстве, так как после прокатки с критической деформацией при последующем отжиге для снятия наклепа получается крупнозернистая структура с плохими механическими свойствами. В этом состоянии металл нельзя использовать; его необходимо подвергнуть дальнейшей деформации для измельчения зерна.

На фиг. 159 показана структура деформированного алюминия. Деформация создавалась растяжением, а затем металл рекристаллизовался при 550° в течение 30 мин. При отсутствии деформации (макροструктура сфотографирована без увеличения) структура настолько мелкозернистая, что отдельные зерна неразличимы без увеличения. Наиболее крупная структура получается при минимальной деформации (остаточное удлинение равно 3%), которая, очевидно, близка к критической степени деформации. По мере увеличения степени деформации размер зерна в рекристаллизованном металле уменьшается.



Фиг. 159. Макроструктура алюминия после рекристаллизации в зависимости от степени предшествующей деформации.



Фиг. 160. Полная диаграмма рекристаллизации алюминия.

Следовательно, размер зерна после рекристаллизации зависит от температуры рекристаллизации (фиг. 157) и степени деформации (фиг. 158). Зависимость размеров зерна рекристаллизованного металла от обоих факторов дает так называемые полные диаграммы рекристаллизации.

Для алюминия такая диаграмма приведена на фиг. 160, на которой видно, что размер зерна уменьшается по мере увеличения степени деформации и понижения температуры. В данной диаграмме взяты все деформации, превышающие критическую.

ЛИТЕРАТУРА

- А. А. Бочвар, Основы термической обработки сплавов, Metallurgizdat, 1945.
Г. Закс, Практическое металловедение, т. I, ОНТИ, 1937.
-

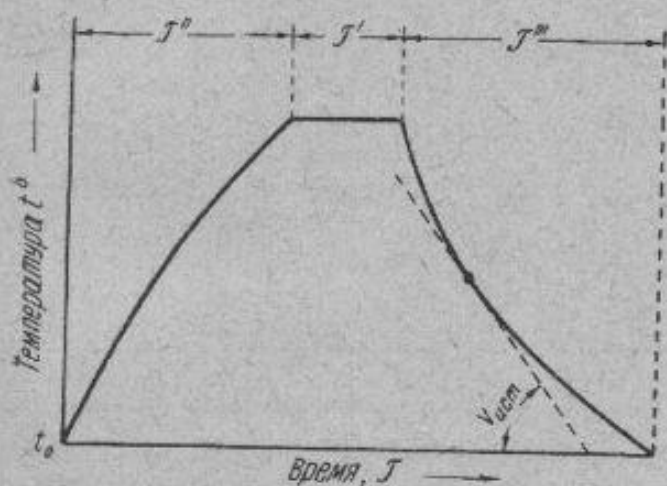
ЧАСТЬ III

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

ГЛАВА IX

ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Все превращения в сплавах, которые рассматриваются на основе диаграмм состояний, успевают полностью завершиться при указанных на диаграммах температурах. Поэтому диаграммы состояний характеризуют состояния сплава в полном структурном равновесии.



Фиг. 161. Кривая термической обработки (схема простой термообработки).

Однако большинство превращений требует для своего завершения определенного времени. Изменяя условия нагрева или охлаждения, мы можем дать этим процессам развиваться в большей мере или, наоборот, затрудняем или даже совсем их подавляем. Очевидно, что и свойства будут зависеть от того, какие превращения произошли в сплаве.

Термическая обработка заключается в том, что нагревом до определенной температуры и охлаждением вызывают желаемое изменение свойств.

Основными факторами воздействия при термической обработке являются температура и время, а поэтому любой вид термической обработки можно изобразить в координатах температура t — время τ (фиг. 161).

Режим термической обработки характеризуют: *температура нагрева* τ_{\max} (максимальная температура, до которой был нагрет сплав при термообработке), *время выдержки* τ' (время выдержки сплава при данной температуре нагрева), *скорость нагрева* $v_{\text{нагр}}$ и *скорость охлаждения* $v_{\text{охл}}$.

Скорость нагрева может быть средней и истинной.

Средней скоростью, отнесенной ко всему интервалу температур, являются:

$$v_{\text{нагр}} = \frac{t_{\max} - t_0}{\tau''};$$

$$v_{\text{охл}} = \frac{t_{\max} - t_0}{\tau'''}$$

В числителе указана разность температур (t_0 обычно является комнатной температурой 20°), а в знаменателе — время. Следовательно-

но, размерностью скорости охлаждения (или нагрева) являются градусы, деленные на единицу времени — секунды, минуты, часы.

Если кривая нагрева (охлаждения) является прямой, то очевидно, что скорость нагрева (охлаждения) постоянна, и среднее значение скорости нагрева (охлаждения) есть истинное значение для любого интервала температур.

Для криволинейной зависимости скорость нагрева (охлаждения) изменяется с температурой, и истинная скорость должна быть отнесена к данной температуре, вернее, к бесконечно малому изменению температуры и времени, т. е. является первой производной от температуры по времени

$$v_{\text{ист}} = \frac{dt}{d\tau}$$

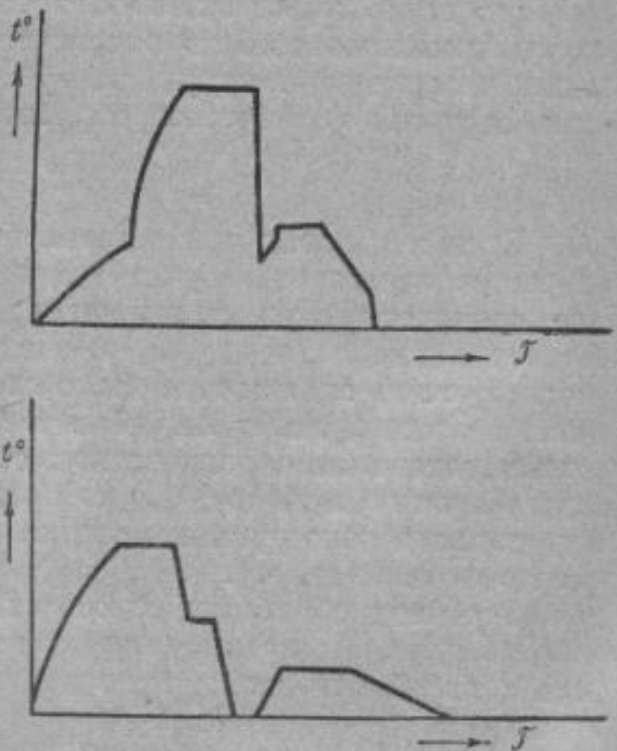
Графически истинная температура определяется тангенсом угла наклона прямой, являющейся касательной к кривой нагрева (охлаждения) при заданной температуре.

Термообработка может быть сложной, состоящей из многочисленных нагревов, прерывистого и ступенчатого нагрева (охлаждения) и т. д. Графически такую термообработку можно представить в координатах температура — время (фиг. 162).

Изменение в свойствах сплава в результате термообработки должно быть остаточным, т. е. таким, которое сохраняется после температурного воздействия.

Поясним примером. Объем металла зависит от температуры. Нагрев вызывает расширение, а охлаждение — сжатие. После ряда нагревов металл снова примет исходную, комнатную температуру и примет исходные размеры (до нагревов и охлаждений). Но если в процессе этих нагревов в металле произошли превращения и структурное состояние металла после термообработки изменилось, то

естественно ожидать в нем и изменения размеров. Из этого примера видно, что для остаточного изменения свойств необходимо, чтобы в сплаве при нагреве происходили превращения. Если перед термообработкой сплав находился в устойчивом структурном состоянии, то, чтобы вызвать изменение в свойствах, у этого сплава необходимо иметь при нагреве фазовые превращения. Если в исходном состоянии металл находился в структурно неравновесном состоянии (в результате предыдущей термической обработки или обработки давлением), то при нагреве до более высокой температуры подвижность атомов облегчает диффузионные процессы. При помощи нагрева можно и в этом случае приблизить металл к равновесному состоянию и изменить свойства.



Фиг. 162. Кривая термической обработки (схема сложной термообработки).

Следовательно, в данном случае термическая обработка возможна, хотя у сплава при нагреве нет фазовых превращений.

Сплав можно также обрабатывать при высоких температурах путем насыщения его поверхности другим веществом. Все виды термической обработки разбиваются, согласно классификации А. А. Бочвара, на пять групп.

I ГРУППА

Если металл деформируется в холодном состоянии (штамповка, прокатка и т. д.), то холодная деформация размельчает зерна, а кристаллическую решетку упруго искажает и деформирует.

Нагрев такого металла сначала исправляет упругие искажения кристаллической решетки (явление *возврата*), а при более высокой температуре вызывает рост зерна (явление *рекристаллизации*). Все эти процессы протекают самопроизвольно, так как металл находится в неустойчивом состоянии; температура обеспечивает лишь необходимую скорость превращения.

Все виды термической обработки, способствующие самопроизвольному изменению свойств пластически деформированного металла, объединяются в одну I группу термической обработки, называемую *отжигом*. Этот вид термической обработки был описан в предыдущей главе.

II ГРУППА

Если в сплавах при нагреве было фазовое превращение (аллотропическое превращение, растворение второй фазы и т. д.), то нагрев выше критической точки вызывает изменение в строении сплава. При последующем охлаждении произойдет обратное превращение. Если последующее охлаждение было достаточно медленным, то это превращение совершится в полной мере. Если даже в исходном состоянии сплав находился в равновесном состоянии, то и в этом случае нагрев выше критической точки и связанная с этим перекристаллизация могут вызвать некоторые изменения (снятие напряжений, изменение размеров зерна и т. д.).

Этот вид обработки относится ко второму виду. Особенностью его является нагрев выше температуры фазового превращения и охлаждение с малой скоростью, приводящей сплав к структурному равновесию.

Такая термообработка, к сожалению, по укоренившейся привычке, также называется *отжигом*. Чтобы отличить ее от обработки по I группе, ее называют *отжигом второго рода*, или *фазовой перекристаллизацией*.

III ГРУППА

Если в сплаве при нагреве происходят фазовые изменения, то, как и в предыдущем случае, полнота обратного (при охлаждении) превращения зависит от скорости охлаждения и может получиться различной. Теоретически допустимы условия охлаждения, исключющие обратное превращение; при этом фиксируется при нормальной температуре состояние сплава, характерное для высоких температур. Этот метод термической обработки называется *закалкой*. Во многих случаях закалка не фиксирует состояния сплава, устойчивого при высоких температурах. В процессе охлаждения происходят различные структурные изменения. Закалка, при которой можно зафиксировать состоя-

ние сплава, характерное для высоких температур, называется истинной, в отличие от закалки в более широком смысле, когда можно зафиксировать не состояние сплава при высокой температуре, а уже некоторую стадию его превращения. Между обработкой II и III групп есть много общего. И в том, и в другом случае сплав нагревается выше температуры фазового превращения и приобретает окончательные свойства в результате превращения при последующем охлаждении. Однако между обоими видами имеется принципиальное различие. В первом случае (II группа) сплав охлаждают, чтобы приблизить структуру его к равновесному состоянию; во втором случае (III группа) сплав охлаждают, чтобы удалить структурное состояние сплава от равновесного состояния, т. е. в первом случае охлаждение ведут медленно, а во втором — быстро.

IV ГРУППА

Закаленное состояние сплава прежде всего характеризуется неустойчивостью. Без всякого температурного воздействия в закаленном сплаве могут происходить процессы, приближающие его к равновесному состоянию, но нагрев сплава, вызывающий большую подвижность атомов, способствует этим превращениям. В результате сплав все больше и больше приближается к равновесному состоянию. Такая обработка называется *отпуском*. Отпуск при нормальной температуре или при нагреве до невысокой температуры часто называют *старением*. Отпуск зависит в основном от температуры и протекает самопроизвольно во времени. Очевидно, что нагрев при отпуске не должен превышать температуры фазового превращения, так как в этом случае мы не только окончательно снимем результаты закалки, но и свойства определяются последующим охлаждением. Между отжигом первого рода и отпуском есть общее. В том и в другом случаях начальная стадия характеризуется неустойчивым состоянием сплава. Только при отжиге I рода оно достигается предшествующей пластической деформацией, а для отпуска — предшествующей закалкой. Отсюда следует, что отпускать можно только сплавы, имеющие фазовые превращения при нагреве (закаливаемые сплавы), и что отпуск всегда является вторичной операцией, производимой после закалки.

V ГРУППА

Способность металлов растворять различные вещества позволяет нам создать такие искусственные условия нагрева, при которых атомы вещества, окружающего поверхность изделия, диффундируют внутрь металла, создавая на поверхности слой иного состава. Такая обработка, изменяющая состав поверхностных слоев, называется *термохимической*. В зависимости от того, чем насыщен металл, имеем различные разновидности термохимической обработки.

Температурный фактор в этих процессах играет исключительно важную роль.

Высказанные выше соображения позволяют дать краткие определения основных терминов термической обработки.

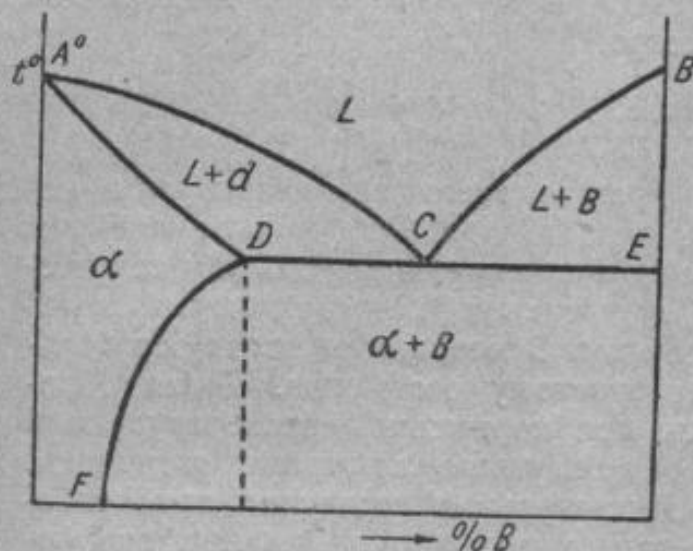
Рекристаллизация (отжиг первого рода) — нагрев наклепанного металла для возвращения исходных (до наклепа) свойств.

Отжиг (отжиг второго рода) — нагрев выше температуры превращения с последующим, достаточно медленным, охлаждением для получения более стабильного структурного состояния сплава.

Закалка — нагрев выше температуры превращения с последующим, достаточно быстрым, охлаждением для получения менее стабильного состояния сплава.

Отпуск — нагрев закаленного сплава ниже температуры превращения для получения более стабильного структурного состояния сплава.

Термохимическая обработка — нагрев сплава в соответствующих химических реагентах для изменения состава поверхностных слоев.



Фиг. 163. Диаграмма состояния.

Как отмечалось выше, термическая обработка есть в той или иной степени отклонение (или приближение) от диаграмм состояния. Однако из этого отнюдь не следует, что диаграмма состояния не нужна для изучения и понимания процессов при термообработке. Диаграммы состояния являются как бы статикой — в них фактор времени не учитывается. Термическая обработка является динамикой — в ней изучается превращение при изменении температуры, протекающее во времени. Невозможно изучить, какие изменения вносит время, если

мы не знаем устойчивого статического состояния. Поэтому металлография и диаграммы состояния являются основой для изучения процессов термической обработки.

По диаграммам состояния определяют, каким видам термообработки может быть подвергнут сплав и в каких температурных интервалах ее следует проводить.

Для обработок по II, III и IV группам сплав должен иметь фазовые превращения, т. е. при нагреве должны происходить или существенное изменение растворимости или аллотропические превращения.

Все сплавы, лежащие левее точки F (фиг. 163), не имеют превращений в твердом состоянии и для них неосуществима термическая обработка II, III или IV групп. У любого сплава, лежащего правее точки F, при нагреве растворяется избыточный компонент (в данном случае фаза B в α -твердом растворе). Закалка может привести к фиксации пересыщенного твердого раствора (III группа), а последующий нагрев — к выделению избыточной фазы (IV группа).

Следует отметить, что у всех сплавов между точками F и D нагрев может вызвать полное растворение избыточной фазы B и получение однородного α -раствора. У такого сплава термообработке подвергнется вся структура. У сплавов правее точки D часть фазы B остается нерастворенной, и эта часть структуры не участвует в процессах термообработки. Очевидно, наиболее эффективно термообработка повлияет на сплав, соответствующий по концентрации точке D.

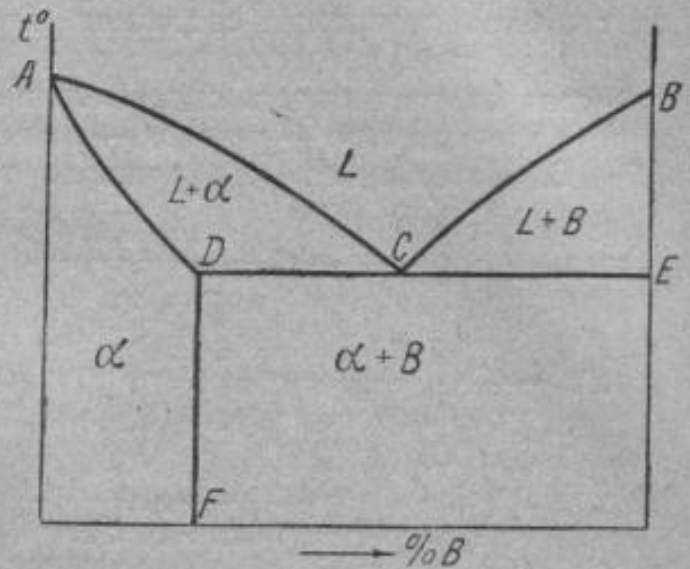
Несмотря на внешнее сходство диаграмм фиг. 164 и 163, ни один из сплавов последней диаграммы нельзя подвергать отжигу второго рода, закалке и отпуску, так как в этих сплавах растворимость не изменяется при изменении температуры (вертикальная линия DE), и поэтому у всех сплавов отсутствуют фазовые превращения.

Все сплавы, имеющие диаграмму состояния, показанную на фиг. 165, можно подвергать термической обработке II, III и IV групп. При нормальной температуре все сплавы состоят из $\alpha + \beta$ -фаз. При $t_{\text{энт}}^{\circ}$ $\alpha + \beta$ превращается в γ -фазу. Последующее охлаждение (в зависимости от скорости охлаждения) может повести к отжигу или закалке сплава. Термообработка этих сплавов возможна. Для закалки или отжига (фазовой перекристаллизации) нагрев должен быть выше $t_{\text{энт}}^{\circ}$ для образования новой структурной составляющей, в данном случае γ -твердого раствора. Отпуск (IV группа) надо производить ниже температуры $t_{\text{энт}}^{\circ}$.

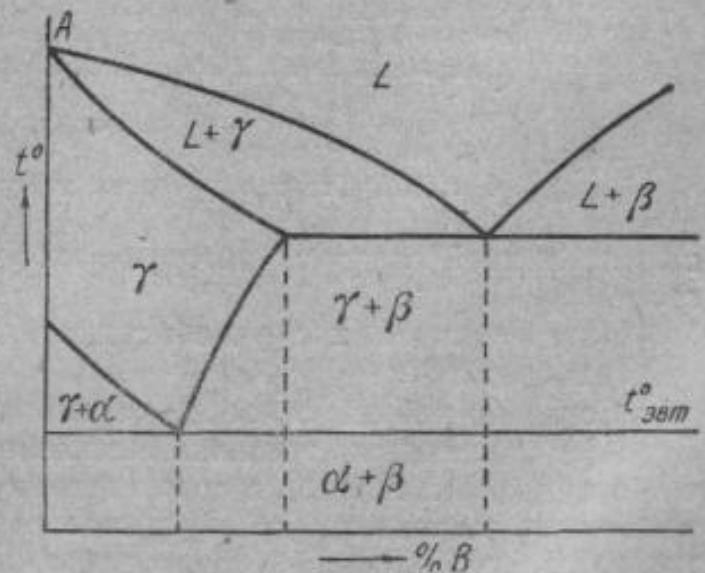
V группа термообработки требует, чтобы диффундирующий элемент растворялся в металле (насыщающий компонент в насыщаемом).

Сплавы, у которых диаграмма состояния по фиг. 163 и 164 имеет область твердого раствора у компонента A, можно обрабатывать по V группе с насыщением металла A компонентом B. Для сплавов, имеющих диаграмму состояния по фиг. 165, диффузия B в A возможна, но лишь при температурах выше $t_{\text{энт}}^{\circ}$, когда в данной системе существует компонент A в высокотемпературной модификации (γ). Ниже $t_{\text{энт}}^{\circ}$ компонент A находится в виде α , не растворяющей B, и насыщение поверхности диффузией невозможно.

Термическая обработка сплавов, основанная на изменении растворимости в твердом состоянии, т. е. термическая обработка сплавов, имеющих в основе диаграмму, показанную на фиг. 163, будет подробно освещена в разделе цветных металлов, в главе «Алюминиевые сплавы», так как диаграмма алюминий — медь является основой для изучения термообработки алюминиевых сплавов, подобно диаграмме фиг. 163.



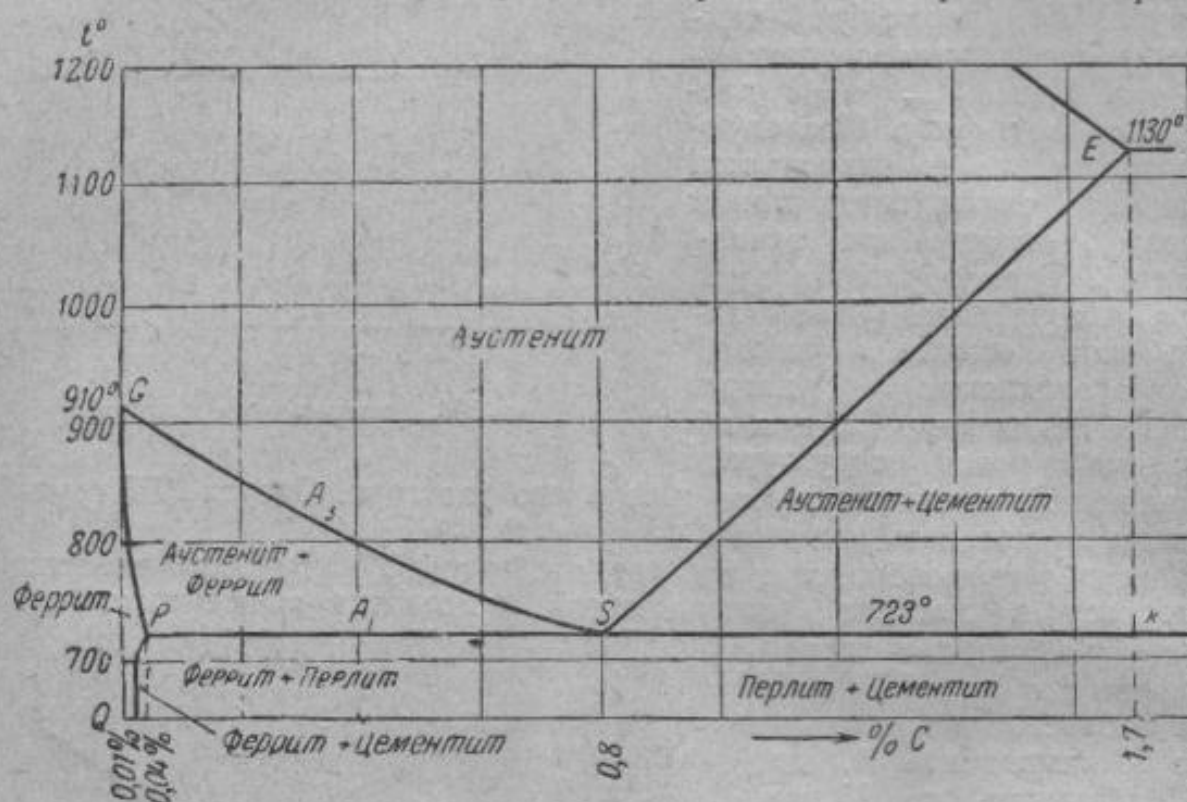
Фиг. 164. Диаграмма состояния.



Фиг. 165. Диаграмма состояния.

Термическая обработка сплавов, имеющих аллотропические изменения (по диаграмме состояния фиг. 165, идентичной диаграмме железо — углерод), типичным представителем которых являются стали, рассматривается в следующих главах этой части курса.

Основой для рассмотрения процессов термообработки любого сплава является диаграмма состояния, следовательно, основой термической обработки стали является диаграмма железо — углерод. В данном случае следует рассмотреть сплавы лишь с концентрацией до 1,7% С, а в диаграмме железо — углерод — лишь участок с концентрацией до 1,7% С. Естественно, что режимы термических обработок ограничи-



Фиг. 166. Стальной участок диаграммы железо — углерод.

ваются линией солидус, которую мы не должны переходить при нагреве.

Интересующий нас участок диаграммы железо — углерод изображен на фиг. 166.

Согласно теории сплавов, учитывая, что растворимость углерода в феррите изменяется, третичный цементит должен выделяться во всех сплавах (кроме сплавов с содержанием $< 0,01\%$ С). Однако выделение третичного цементита обнаруживается по изменению свойств и по микроструктуре лишь в малоуглеродистых сплавах, и поэтому третичный цементит указан лишь в области содержания 0,01—0,04% С.

Приводим общепризнанные обозначения критических точек. Критическая точка обозначается буквой А от французского слова arrêt — остановка (подразумевается остановка в падении температуры по кривой температура — время).

Нижняя критическая точка на линии PSK, обозначаемая А₁, соответствует аустенито-перлитному превращению. Верхняя критическая точка А₂ (или А_{с_m}) соответствует началу выпадения, или концу растворения, феррита (цементита).

Для того чтобы отличить (когда это требуется) критическую точку при охлаждении от критической точки при нагреве, рядом с буквой *A* ставят малую букву *c*, если это точка при нагреве (начальная буква французского слова *chauffage* — нагрев), или *r*, если это точка при охлаждении (от слова *refroidissement* — охлаждение).

Критическая точка при превращении аустенита в перлит обозначается A_{r1} , перлита в аустенит — A_{c1} . Начало выделения феррита из аустенита A_{r2} , конец растворения феррита в аустените A_{c2} .

Основные виды термической обработки стали

Отжиг (фазовая перекристаллизация) заключается в нагреве выше A_{c2} с последующим медленным охлаждением. Если нагреть сталь выше A_{c1} , но ниже A_{c2} , то не произойдет полной перекристаллизации. Такая термическая обработка называется *неполным отжигом*. При отжиге состояние стали приближается к структурно-равновесному состоянию, т. е. структурой отжига является перлит + феррит; перлит или перлит + цементит. Если после нагрева выше A_{c2} сталь охлаждать на воздухе, это будет первым шагом к умышленному отклонению от технически равновесного структурного состояния. Такая термическая операция называется *нормализацией*. Эта обработка (т. е. нормализация) является переходной ступенью от обработки по I группе (отжиг) к обработке по II группе (закалка).

Закалкой является нагрев выше критической точки A_{c2} с последующим скорым охлаждением. При медленном охлаждении аустенит распадается при A_{r1} на феррит + цементит. С увеличением скорости охлаждения аустенит переохлаждается до более низких температур, и феррито-цементитная смесь по мере снижения A_{r1} становится все более мелкозернистой и твердой. Полученные продукты превращения, состоящие из мелкораздробленных частиц феррита и цементита, называются *сорбитом и трооститом* (первая смесь более грубая, вторая — более тонкая). Если же скорость охлаждения была так велика и переохлаждение было так значительно, что распада аустенита с выделением цементита и феррита не произошло, то аустенит (γ -твердый раствор) превращается в *мартенсит* (α -фаза с сохранением углерода в растворе).

Истинной закалкой стали является закалка на мартенсит, т. е. удержание углерода в растворе.

Закалку на троостит или сорбит, т. е. на феррито-цементитную смесь, можно считать переходной формой обработки между отжигом и нормализацией, с одной стороны, и истинной закалкой — с другой.

Неполная закалка происходит, если сталь нагревали до температуры, лежащей выше A_{c1} , но ниже A_{c2} .

Отпуском является нагрев закаленной стали. Температура отпуска должна быть ниже A_{c1} , так как иначе при нагреве выше A_{c1} мы будем иметь, в зависимости от скорости охлаждения, или отжиг или закалку. Для стали возможны различные варианты *термохимической обработки*, отличающиеся друг от друга элементом, диффундирующим в сталь, а именно — насыщение стали углеродом называется *цементацией*, азотом — *азотированием*, алюминием — *алитированием*, хромом — *хромированием* и т. д.

Если данный элемент растворяется и в α - и в γ -железе, то процесс насыщения можно вести при любых температурах (нельзя забы-

вать, однако, что с повышением температуры скорость диффузии возрастает и структурные формы поверхностного слоя меняются).

Если данный элемент растворяется только в какой-нибудь одной аллотропической форме, то насыщение можно вести лишь в том температурном интервале, в котором устойчива данная аллотропическая форма.

ЛИТЕРАТУРА

- Бочвар А. А., Основы термической обработки сплавов, Металлургиздат, 1945.
 Портвейн А., Введение в изучение термической обработки металлических продуктов, ГОНТИ, 1939.
 Штейнберг С. С., Основы термической обработки стали, Металлургиздат, 1945.

ГЛАВА X

ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Современные знания о теории термической обработки стали основываются главным образом на работах С. С. Штейнберга и его учеников и последователей. Систематически поставленные исследования превращений в стали (образование аустенита, превращения аустенита, превращения при отпуске и др.) были выполнены С. С. Штейнбергом в

удивительно короткий срок. Фактически современная теория термической обработки стали была им создана за 10 лет — с 1930 по 1940 г., и она в конечном итоге объяснила, что происходит в стали при ее термической обработке.

Работы Штейнберга являются неоценимым и непревзойденным вкладом в мировую науку.

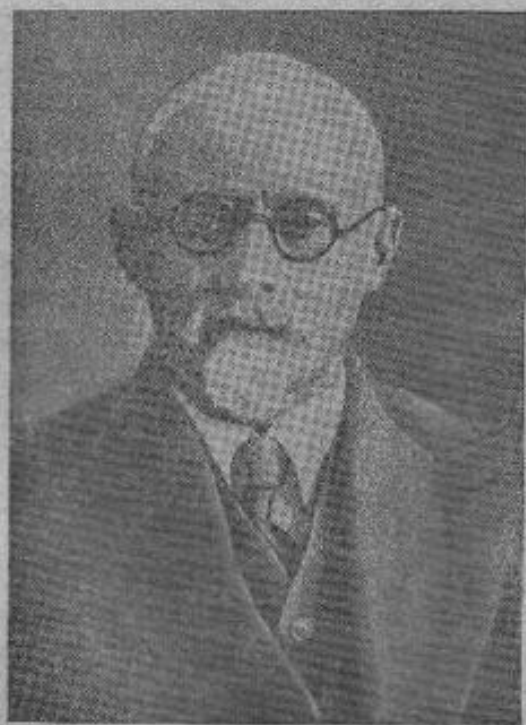
§ 1. Превращения при нагреве (превращение перлита в аустенит)

Превращение перлита в аустенит в полном соответствии с диаграммой состояния Fe—C может совершаться лишь при очень медленном нагреве. При обычных условиях нагрева превращение запаздывает, и получается *перенагрев*.

Процесс перлитно-аустенитного превращения состоит в перестройке α -решетки и в растворении углерода во вновь образовавшейся γ -решетке.

На фиг. 167 приводятся данные, показывающие время начала и конца превращения перлита в аустенит в зависимости от степени перенагрева выше A_1 в углеродистой стали с 0,86% C.

Кривые показывают увеличение скорости превращения (уменьшение времени превращения) по мере повышения температуры.



Сергей Самойлович Штейнберг
1872—1940.

Так как кривые асимптотически приближаются к горизонтали 723° (A_1), то очевидно, что при этой температуре превращение идет с бесконечно-малой скоростью.

Диаграмма фиг. 167 дана в координатах температура — время, а поэтому на нее можно нанести кривые нагрева¹.

Кривая v_2 показывает нагрев стали с какой-то определенной скоростью. Она пересекает линии начала и конца превращения в точках a'' и b'' . Следовательно, при непрерывном нагреве по кривой v_2 мы будем иметь две точки: точку начала превращения a'' и точку конца превращения b'' , лежащие при разных температурах. Превращение при непрерывном нагреве начинается при одной температуре и заканчивается при другой, более высокой, и протекает, следовательно, в интервале температур. Если нагрев был более медленным (v_1), то кривая нагрева пересекает кривые превращения при более низких температурах (точки a' и b').



Фиг. 167. Превращение перлита в аустенит при постоянной температуре (Миркин и Блантер). Сталь 0,86% С.

Кривые начала и конца превращения, асимптотически приближаясь к горизонтали A_1 , пересекут ее в бесконечности. Нагрев с бесконечно малой скоростью пересечет горизонталь A_1 в бесконечности, где сливаются кривые начала и конца превращения и где превращение перлита в аустенит произойдет в одной «точке», т. е. при постоянной температуре. Это, очевидно, и будет случай равновесного превращения — превращения по диаграмме Fe — С. Реальные превращения в отличие от равновесных протекают при температуре выше A_1 и не при одной температуре, а в интервале температур, лежащем тем выше, чем быстрее мы нагреваем сталь. Окончание процесса превращения характеризуется образованием аустенита и исчезновением перлита (феррит + цементит). Однако этот вновь образовавшийся аустенит в объеме хотя бы одного зерна неоднороден. В тех местах, где ранее существовали пластинки (зернышки) перлитного цементита, содержание углеро-

¹ Было доказано, что наложение кривых нагрева или охлаждения на диаграмму, показывающую превращения при постоянной температуре, не дает количественно правильных значений, но качественные закономерности процессов подтверждаются чрезвычайно наглядно. Поэтому мы в дальнейшем будем широко пользоваться этим методом.

да выше, чем в тех местах, где залежали пластинки феррита. Поэтому только что образовавшийся аустенит неоднороден.

Для получения гомогенного (однородного) аустенита при нагреве требуется не только перейти через точку A_{c3} , но значительно перегреть выше этой точки или дать значительную выдержку для завершения диффузионных процессов внутри аустенитного зерна.

Скорость этих реакций в значительной степени зависит от исходной структуры стали, от степени дисперсности цементита и от его формы. Чем мельче частицы цементита, чем больше его поверхность, тем быстрее происходит превращение.

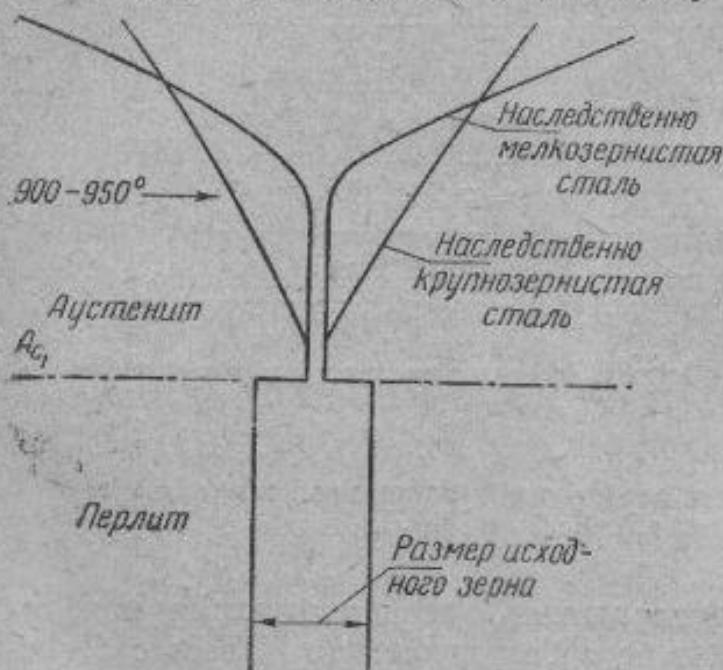
§ 2. Рост аустенитного зерна

Размеры зерна аустенита сильно влияют на поведение стали при термообработке и на получаемые свойства.

Чем крупнее зерно аустенита, тем глубже прокаливается сталь, тем больше она склонна к закалочным деформациям и трещинам, тем ниже ее вязкость. Вот почему важно знать, как образуется зерно аустенита, как оно растет и какие факторы способствуют или препятствуют этому росту.

Начало перлитно-аустенитного превращения сопровождается образованием первых зерен аустенита. Если перлит зернистый, то каждое зернышко цементита дает свое зерно аустенита. По окончании превращения перлита в аустенит образуется большое количество малых аустенитных зерен. Пластинчатый перлит превращается в аустенит значительно быстрее, чем зернистый. В раствор переходит сразу пачка цементитных пластин, которые и образуют зерно аустенита.

Начало перлитно-аустенитного превращения сопровождается образованием первых зерен аустенита. Если перлит зернистый, то каждое зернышко цементита дает свое зерно аустенита. По окончании превращения перлита в аустенит образуется большое количество малых аустенитных зерен. Пластинчатый перлит превращается в аустенит значительно быстрее, чем зернистый. В раствор переходит сразу пачка цементитных пластин, которые и образуют зерно аустенита.



Фиг. 168. Схема роста зерна в наследственно крупнозернистой и мелкозернистой сталях.

Таким образом, если исходной структурой был пластинчатый перлит, аустенитные зерна после превращения будут крупнее, чем при исходной структуре зернистого перлита. Дальнейший нагрев (или выдержка) по окончании превращения вызовет рост аустенитных зерен. Однако рост зерна является самопроизвольно протекающим процессом, высокая температура обеспечивает лишь достаточную его скорость¹.

Различают два типа сталей: наследственно мелкозернистую и наследственно крупнозернистую: первая характеризуется малой склонностью к росту зерна, вторая — повышенной склонностью.

Изменение размеров зерна при нагреве двух принципиально различных по кинетике роста зерна сталей показано на фиг. 168.

¹ Причины самопроизвольного роста кристаллов рассматривались выше — в главе о рекристаллизации (гл. VIII).

Переход через критическую точку A_c , сопровождается резким уменьшением зерна. При дальнейшем нагреве зерно аустенита в мелкозернистой стали не растет до температур порядка $1000-1100^\circ$, после чего устраняется какой-то фактор, препятствующий росту, и зерно начинает быстро расти. У крупнозернистой стали ничто не препятствует росту зерна, который и начинается вскоре после перехода через критическую точку.

Под наследственной зернистостью поэтому надо подразумевать *склонность аустенитного зерна к росту*.

На фиг. 168 видно, что при температурах немного выше A_c , фактическое зерно аустенита у крупнозернистой стали больше, чем у мелкозернистой, а при температурах значительно более высоких у мелкозернистой стали зерно окажется крупнее. Поэтому по размеру зерна в данном куске металла еще нельзя определять наследственной зернистости.

Не следует путать понятия «наследственное зерно» и «действительное зерно». *Наследственное зерно* — это способность аустенитного зерна к росту при температурах, незначительно превышающих критический интервал температур.

Действительное зерно — это размер зерна, полученный в стали в результате той или иной термической обработки.

Наследственно мелкозернистая сталь может иметь действительное зерно мелкое или крупное. Например, при невысоком нагреве мелкозернистой стали в ней сохраняется мелкозернистое строение, т. е. действительное мелкое зерно, а при очень высоком нагреве она приобретает крупнозернистое строение — действительное крупное зерно. И в наследственно крупнозернистой стали лишь при других интервалах температур можно получить действительное мелкое или крупное зерно.

Влияние размера аустенитного зерна на свойства стали в перлитном или другом структурном состоянии заключается в следующем: превращение перлита в аустенит всегда сопровождается измельчением зерна. Вновь образованное зерно аустенита очень мелко, и его размер мало зависит от размера перлитного зерна.

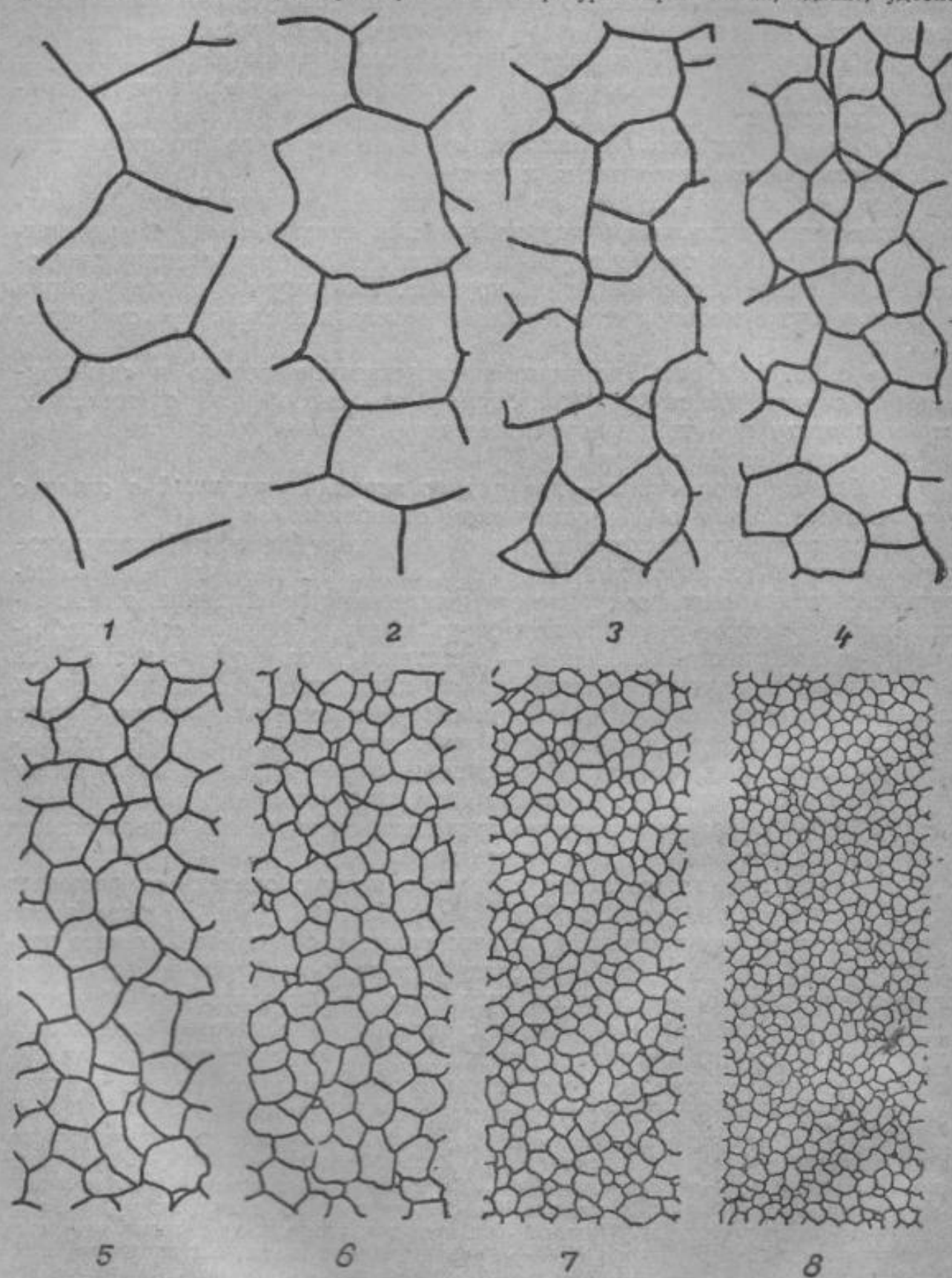
Размеры перлитного зерна зависят в первую очередь от размеров зерна аустенита, из которого оно образовалось. Чем крупнее зерно аустенита, тем, как правило, большего размера образуется из него перлитное зерно. Поэтому свойства стали при перлитной или другой структуре зависят от размера зерна аустенита, из которого она образовалась. Так как аустенитное зерно растет только при нагреве (при последующем охлаждении зерно не измельчается), то максимальная температура нагрева стали в аустенитном состоянии и ее наследственная зернистость определяет окончательный размер зерна.

Размер действительного зерна измеряют по излому или по микроструктуре. Удобно пользоваться для измерения зерна шкалой, приведенной на фиг. 169. Принцип построения этой шкалы следующий. В основу кладут средний размер зерна. У зерна № 1 при увеличении, равном 100, средняя площадь одного зерна равняется одному квадратному дюйму. У зерна № 2 средняя площадь двух зерен равняется 1 квадратному дюйму, у зерна № 3 — площадь четырех зерен 1 квадратному дюйму и т. д.

Действительное зерно определится измерением среднего размера зерна или сравнением исследуемой структуры металлов со стандартной шкалой¹.

¹ Этой шкалой пользуются для определения размеров зерна и цветных сплавов (не только сталей).

Как уже указывалось, наследственная зернистость стали есть способность зерна аустенита к росту. Поэтому, чтобы определить наследственную зернистость, необходимо знать зависимость размера зерна от температуры. Практически, однако, удобнее



Фиг. 169. Шкала размеров зерна. $\times 100$.

наследственную зернистость определять одним размером зерна (соответствующим номером шкалы, причем предварительно сталь должна быть нагрета до таких температур, при которых зерно наследственной мелкозернистой стали еще не начнет расти (см. выше схему фиг. 168), а у наследственно крупнозернистой стали зерно

сильно вырастет. Для обычных сортов конструкционной стали эта температура 930°C . Принято считать стали, у которых при этой температуре номер зерна 1—3, наследственно крупнозернистыми, а стали с номером зерна 5—8 — наследственно мелкозернистыми.

У сталей, температура термообработки которых значительно отличается от указанной выше температуры, нецелесообразно измерять размер зерна при этой температуре. Для таких сталей применяют другие температурные интервалы, например для высокоуглеродистых сталей температура измерения зерна $\sim 800^{\circ}$, для быстрорежущих сталей $\sim 1300^{\circ}$ и т. д.

Зависит ли склонность к росту зерна (наследственная зернистость) от состава стали? Безусловно, зависит. Заэвтектоидная сталь, как правило, менее чувствительна к росту зерна при повышении температуры, чем эвтектоидная. Многие легирующие элементы, вводимые в сталь (ванадий, титан, вольфрам, молибден и др.), уменьшают склонность к росту зерна аустенита. Однако установлено, что даже разные плавки стали одной и той же марки обладают разной способностью к росту зерна, т. е. имеют разную наследственную зернистость. Здесь, оказывается, имеет значение способ производства стали — метод ее раскисления.

Сталь, раскисленная только ферромарганцем (кипящая сталь) или ферромарганцем и ферросилицием, — наследственно крупнозернистая сталь, а сталь, дополнительно раскисленная алюминием, — мелкозернистая.

Наиболее достоверное объяснение природы мелкозернистости дает так называемая «теория барьеров». Алюминий, введенный в жидкую сталь незадолго до ее разливки по изложницам, образует с растворенным в жидкой стали кислородом и азотом частицы оксидов (Al_2O_3) и нитридов (AlN). Частично эти соединения растворяются в жидкой стали и в процессе ее кристаллизации и последующего охлаждения выделяются в виде мельчайших субмикроскопических частиц («неметаллическая пыль»). Последние, располагаясь преимущественно по границам зерна, механически препятствуют его росту.

Начиная с определенной температуры, даже у мелкозернистых сталей наблюдается интенсивный рост зерна (см. схему фиг. 168), очевидно частицы алюминиевых оксидов уже не оказывают этому сопротивления. Повидимому, при определенных достаточно высоких температурах происходит растворение оксидов и нитридов алюминия в аустените; при этом устраняются барьеры, препятствующие росту зерна аустенита, и зерно начинает расти.

Склонность к росту зерна зависит также и от предшествующей технологии и режимов термической обработки. Способность к росту зерна можно изменить горячей обработкой, давлением или термической обработкой (а поэтому и понятие «наследственная» зернистость условно, хотя в оправдание этого термина можно привести такой довод, что «воспитанием» наследственность можно изменить).

Можно утверждать, что на свойства стали влияет только действительный размер зерна, наследственный размер влияния не оказывает. Если у двух сталей одной марки (одна наследственно-крупнозернистая, другая наследственно-мелкозернистая) при различных температурах термических обработок будет получен одинаковый действительный размер зерна, то, следовательно, свойства их будут одинаковыми. Если же размер зерна будет различен, то существенно будут отличаться многие свойства стали.

Укрупнение зерна почти не отражается на статических характеристиках механических свойств (твердость, сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение), но сильно снижает ударную вязкость, в особенности при высокой твердости (отпуск при низкой температуре).

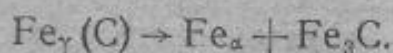


Фиг. 170. Ударная вязкость (по Изоду) в зависимости от размера зерна (Бэйн). Сталь 0,8% С. Твердость во всех случаях 50 R_c .

Наследственно-мелкозернистую сталь можно прокатывать (ковать) при более высоких температурах и заканчивать прокатку (ковку) при более высокой температуре, не опасаясь получения при этом крупнозернистой структуры.

§ 3. Процесс образования перлита

Преобразование аустенита в перлит или эвтектоидный распад аустенита заключается в распаде твердого раствора углерода в γ -железе на почти чистое α -железо и химическое соединение



Следовательно, во время превращения происходит:

- перестройка γ -решетки в α -решетку;
- скопление углерода в определенных местах и выделение в них кристаллика цементита.

Первый процесс, т. е. перестройка $\gamma \rightarrow \alpha$, происходит без перемещения атомов, точнее — для этой перестройки требуется незначительное перемещение атомов железа внутри одной элементарной кристаллической ячейки. Вторым процессом требует перемещения атомов углерода на значительное расстояние (если исходить из атомных размеров) и некоторого времени для своего завершения. Следовательно, скорость образования перлита из аустенита определяет скорость диффузии углерода.

В процессе образования перлита из аустенита в аустените образуются зародыши перлитной структуры, которые растут с определенной

вязкостью, в особенности при высокой твердости (отпуск при низкой температуре). На фиг. 170 показана ударная вязкость стали с 0,8% С, обработанной на разный размер зерна (от № 3 до № 8) при одинаковой твердости (50 R_c) во всех случаях. Как показано на фиг. 170, с увеличением размера зерна падает ударная вязкость.

Прокаливаемость будет больше у той стали, у которой к моменту охлаждения при закалке зерно будет больше.

Стали с более мелким зерном хуже обрабатываются режущим инструментом, чем стали той же твердости с крупным размером зерна.

Если на свойства стали влияет только действительный размер зерна, то технологический процесс горячей обработки определяется наследственным зерном.

Наследственно-мелкозернистая сталь не боится перегрева, у неё шире интервал закалочных температур.

скоростью (фиг. 171). Другими словами, процесс образования перлита есть процесс зарождения центров перлита и роста перлитных кристаллов; это превращение подчиняется известному закону Таммана о процессе кристаллизации.

Количество перлита, образующегося в единицу времени, зависит от обоих параметров кристаллизации, от скорости зарождения центров ч. ц. и скорости роста кристаллов с. к.

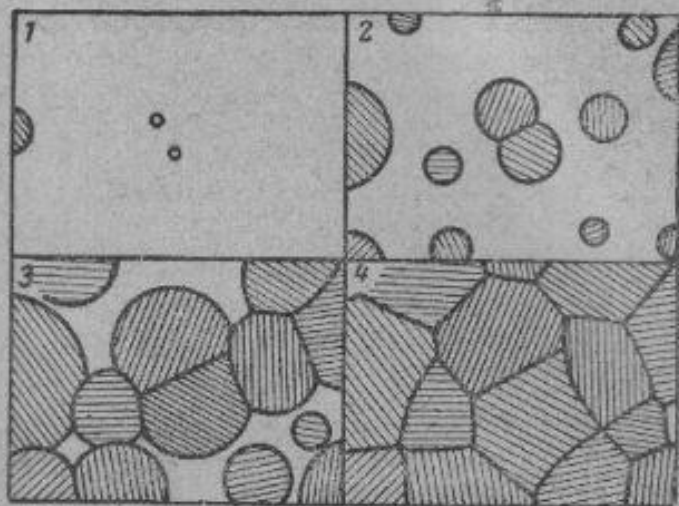
Процесс образования перлита можно изобразить в виде кривой, показывающей количество перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения (фиг. 172).

В начальный период скорость превращения так мала, что раньше предполагали, что в течение некоторого времени, когда достигнуты температурные условия для превращения аустенит—перлит, превращения не происходит. Этот начальный период был назван инкубационным. Однако более вероятно предположить, что в этот начальный момент превращение идет с такой малой скоростью, что эксперимент не фиксирует появления новых фаз. Технически принимается за начало превращения момент, когда новой структуры появилось более, чем 0,5%, и считается, что до этого (т. е. в «инкубационном периоде») превращение отсутствует.

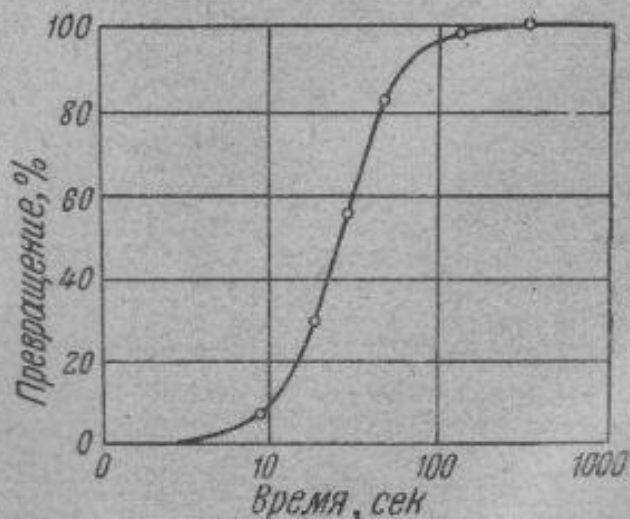
На кривой степень превращения — время (см. фиг. 172) видно, что скорость превращения прогрессирует по мере того, как оно развивается. Максимум скорости превращения соответствует, примерно, тому моменту времени, когда превратилось ~50% аустенита. Дальнейшее течение реакции идет с замедляющейся скоростью (вступает в силу фактор столкновения соседних зерен продуктов превращения), и, наконец, превращение заканчивается полным исчезновением исходной фазы (аустенита).

На фиг. 173 показан наблюдаемый под микроскопом процесс образования перлита из аустенита при 705°.

Превращение аустенита в перлит подчиняется элементарным законам кристаллизации и поэтому зависит от величины ч. ц. и с. к., которые в свою очередь зависят от степени переохлаждения. При нулевом переохлаждении (температура превращения 723°) величины ч. ц. и



Фиг. 171. Схематическое изображение перлитной кристаллизации.



Фиг. 172. Кинетическая кривая превращения аустенита.

с. к. равны нулю — скорость превращения также равна нулю, превращения не происходит. По мере увеличения реакции переохлаждения (температура превращения ниже 723°) скорость реакции быстро возрастает, как это показано на фиг. 174. На этой фигуре показана серия кинетических кривых (подобных кривой на фиг. 172), относящихся к различным



Фиг. 173. Микроструктуры, характеризующие процесс образования перлита из аустенита при 705° . Время превращения. *a*—400 сек.; *b*—1150 сек.; *c*—1320 сек.; *d*—1450 сек.; *e*—4000 сек. (Бэйн).

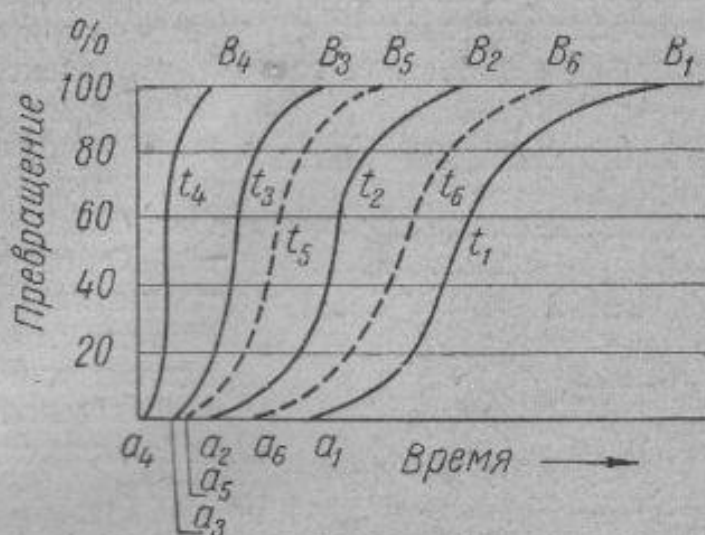
температурам превращения. Из расположения кривых следует, что при снижении температуры превращения возрастает не только скорость превращения, но уменьшаются время инкубационного периода и продолжительность всего превращения.

Следовательно, чем больше отклонение от температуры равновесия (723°), тем менее устойчивой является система, тем быстрее идет превращение аустенита в перлит. Однако, как указывалось, образование перлита есть диффузионный процесс, а все диффузионные процессы, как известно, замедляются с понижением температуры. Поэтому можно ожидать, что при значительных переохлаждениях, когда температура существенно снижается, скорость превращения начинает убывать (т. е. существует переохлаждение, соответствующее наиболее скорому превращению).

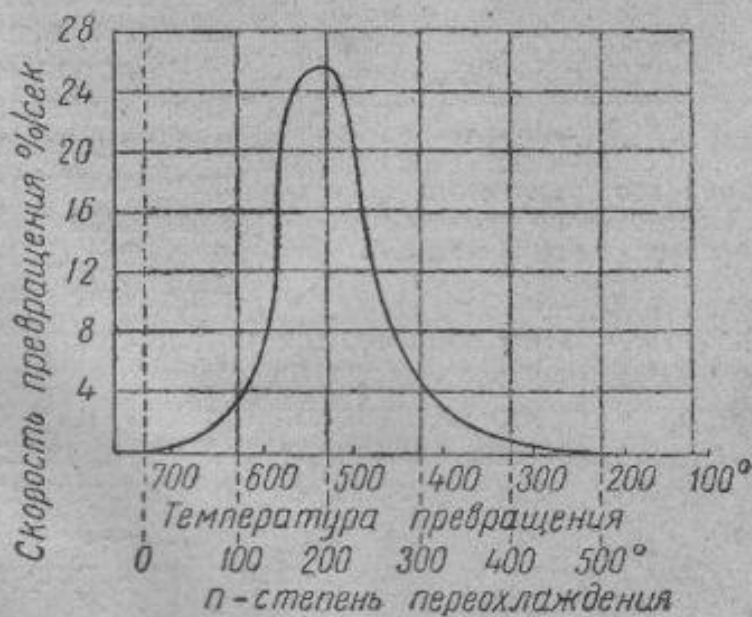
Для аустенитно-перлитного превращения переохлаждение $\Delta \approx 150^\circ$ соответствует наиболее скорому превращению. Скорость превращения в зависимости от степени переохлаждения показана на фиг. 175.

На фигуре видно, что скорость превращения быстро падает по мере снижения температуры, и ниже 200° она равна нулю. Диффузия углерода, необходимая для образования цементита, идет при этих температурах, т. е. ниже 200° , с исчезающе малой скоростью. Однако $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, для осуществления которого не требуется значительного перемещения атомов, может протекать при любой температуре. Поэтому ниже определенной степени переохлаждения γ -решетка становится настолько неустойчивой, что происходит только одна часть превращения — образование α -решетки из γ без диффузии и выделения углерода, т. е. γ -твердый раствор (аустенит) превращается в α -твердый раствор (мартенсит) с сохранением углерода в твердом растворе:





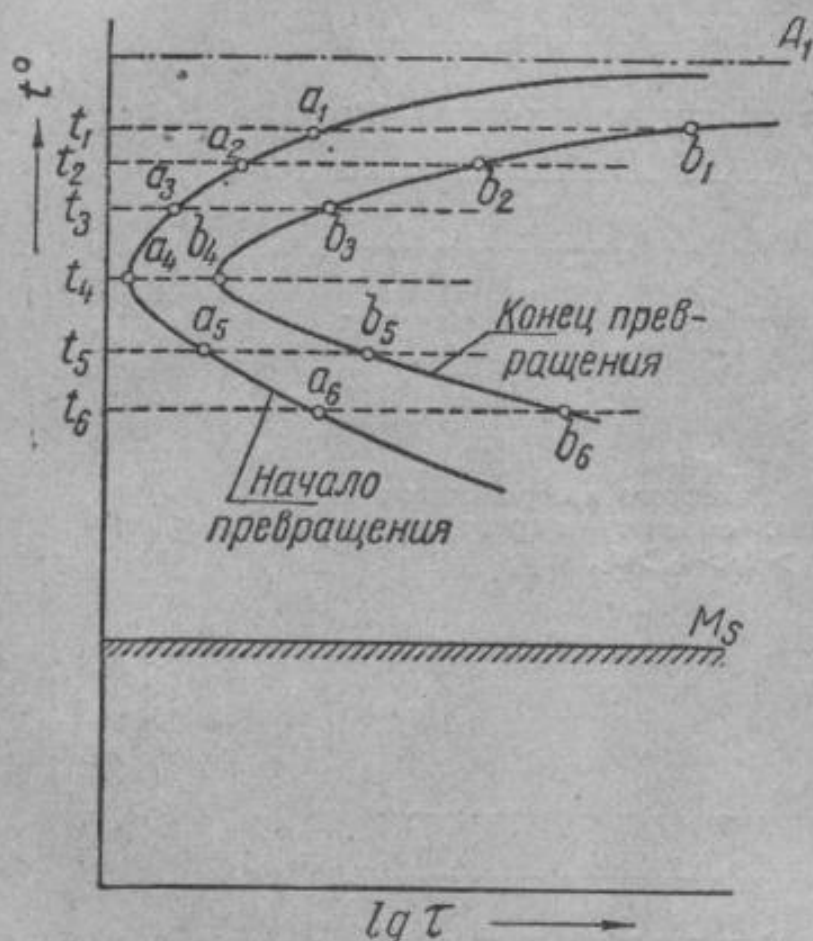
Фиг. 174. Кривые изотермического превращения аустенита при разных температурах. Температуры превращения $t_1 > t_2 > t_3 > t_4 > t_5 > t_6$.



Фиг. 175. Скорость изотермического превращения аустенита в зависимости от температуры (Стригулин). Сталь с 1,25% С.

Это превращение идет по совершенно иным законам, чем образование перлита, и будет рассматриваться отдельно.

Процесс образования перлита в зависимости от степени переохлаждения можно представить в другом виде. Если нанести на диаграмму отрезки кривых аустенитно-перлитного превращения (фиг. 174), соответствующее началу превращения (время «инкубационного периода») и концу превращения, т. е. точки a и b расположить по вер-



Фиг. 176. Диаграмма изотермического превращения аустенита. Построена по кривым изотермического превращения на фиг. 174.

Следует указать, что по горизонтали шкала логарифмическая. Это сделано для удобства изображения, ибо слишком различны скорости образования перлита около критической точки и у изгиба кривой. В первом случае превращение заканчивается через несколько десятков минут (тысячи секунд), а во втором случае превращение произойдет за 1—2 сек.

Горизонтальная линия M_s показывает температуру начала бездиффузионного превращения.

Таким образом превращение аустенита в перлит в зависимости от степени переохлаждения должно рассматриваться лишь в интервале температур от A_1 до M_s , т. е. от температуры равновесного превращения аустенита в перлит до температуры начала мартенситного превращения.

На фиг. 175 и 176 показан процесс превращения аустенита в перлит в зависимости от степени переохлаждения, т. е. превращение переохлажденного аустенита при постоянной температуре. Поэтому такие

вертикали по мере снижения температуры, то получим диаграмму, приведенную на фиг. 176.

Кривая начала превращения покажет в зависимости от степени переохлаждения время, когда превращение практически не наблюдается, т. е. когда мы имеем переохлажденный аустенит. Мерой его неустойчивости может служить отрезок от оси ординат до кривой начала превращения. При 500—600° (температура t_4) этот отрезок имеет минимальные размеры, т. е. аустенит начинает превращаться в перлит через наиболее короткий промежуток времени.

Вторая кривая показывает время, необходимое при данном переохлаждении для полного превращения аустенита в перлит.

При 500—600° это время также минимально.

диаграммы обычно называют диаграммами *изотермического превращения аустенита*.

Кривые на диаграмме изотермического превращения аустенита имеют вид буквы С, поэтому их часто называют С-кривыми: они показывают, что при 500—600° аустенит превращается в перлит с наибольшей скоростью. Так как скорость превращения перлита определяется основными параметрами кристаллизации с. к. и ч. ц., то можно ожидать, что при этих температурах эти величины имеют максимальное значение, что и подтвердилось экспериментально (фиг. 177).

Продукты превращения аустенита зависят от температуры, при которой происходил процесс превращения (фиг. 178).

При высоких температурах, т. е. при малых степенях переохлаждения, получается достаточно грубая (легко дифференцируемая под микроскопом) смесь феррита и цемента. Эта смесь называется перлитом.

При более низких температурах и, следовательно, при больших степенях переохлаждения дисперсность структур возрастает (а вместе с этим возрастает и твердость продуктов превращения). Такой перлит более тонкого строения получил название сорбита.

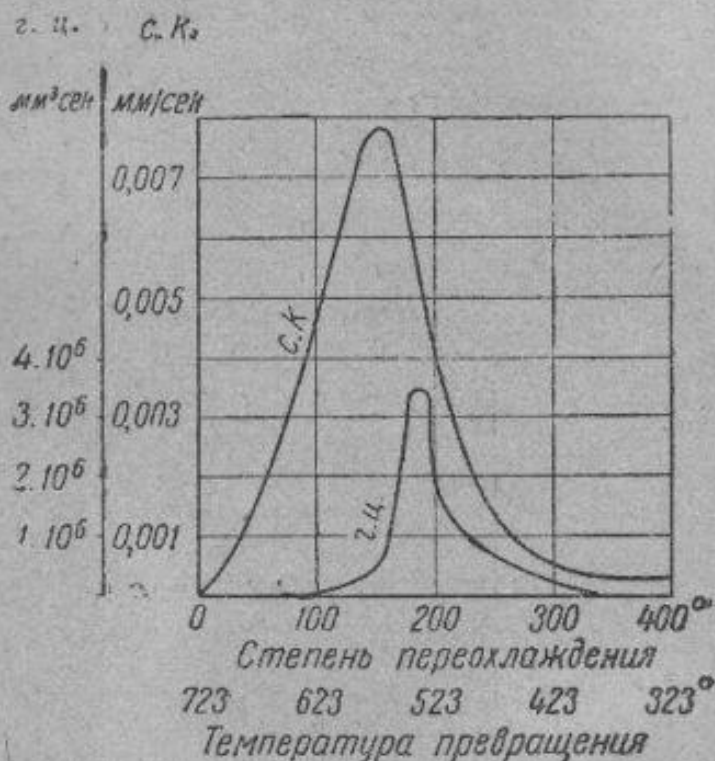
При еще более низкой температуре (что соответствует изгибу С-кривой) дисперсность продуктов еще возрастает, и дифференцировать под микроскопом отдельные составляющие феррито-цементитной смеси становится еще более затруднительным. Такая структура называется трооститом.

Таким образом перлит — сорбит — троостит являются структурами с одинаковой природой (феррит + цементит), отличающиеся степенью дисперсности феррита и цементита.

Перлитные структуры могут быть двух типов: зернистые (цементит в них находится в форме зернышек) или пластинчатые (в форме пластинок).

Гомогенный (однородный) аустенит всегда превращается в пластинчатый перлит. Следовательно, нагрев до высокой температуры, ведущий к более однородной структуре, способствует образованию пластинчатых структур. Неоднородный аустенит при всех степенях переохлаждения дает зернистый перлит, следовательно, нагрев до невысокой температуры для заэвтектоидной стали ниже A_{c2} ведет к образованию при охлаждении зернистого перлита.

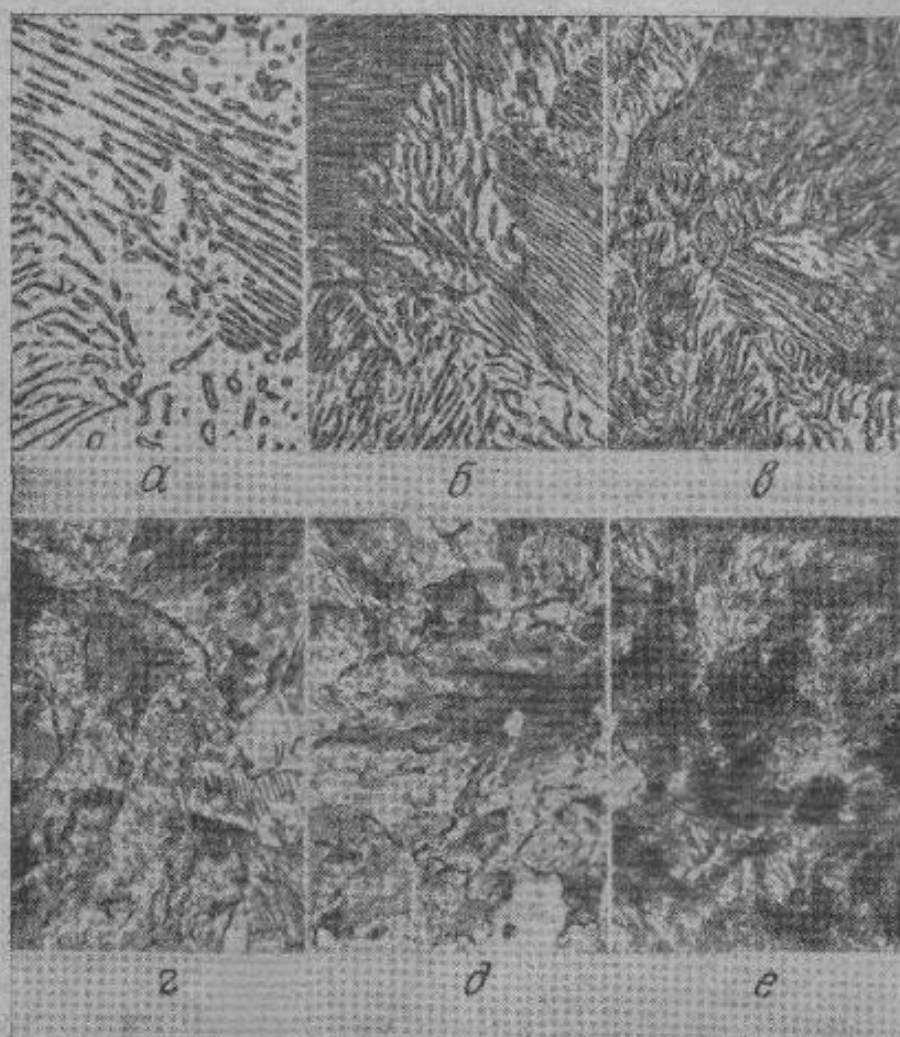
Вероятно, оставшиеся нерастворенными в аустените частицы, являющиеся дополнительными центрами кристаллизации, способствуют образованию зернистого цементита.



Фиг. 177. Кривые Таммана для перлитной кристаллизации эвтектоидной стали (Миркин).

Как показано на фиг. 179, *a* и *б*, при исходном нагреве в 900° получился пластинчатый перлит, причем более низкая температура превращения дает более дисперсную структуру.

При тех же температурах превращения, но при невысоком нагреве (780°), получился зернистый перлит (фиг. 180). Размер зернышек цементита мельче при более низкой температуре превращения.



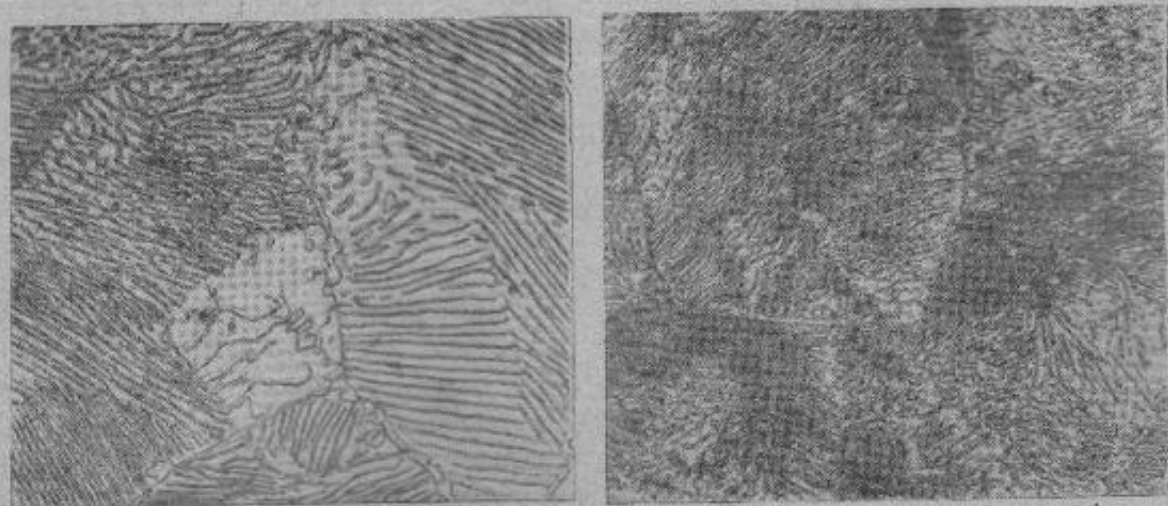
Фиг. 178. Структура эвтектоидной стали в зависимости от температуры распада.

a—распад при 717° в течение 7200 сек., $R_C=7$, грубая структура пластинчатого перлита; *б*—распад при 704° в течение 600 сек., $R_C=15$, пластинчатый перлит; *в*—температура распада 675° в течение 30 сек., $R_C=22$, пластинчатый перлит тонкого строения (сорбитообразный); *г*—температура распада 648° в течение 10 сек., $R_C=28$, сорбит; *д*—температура распада 593° в течение 5 сек., $R_C=33$, троостит; *е*—температура распада 538° в течение 5 сек., $R_C=36$, троостит. $\times 3000$.

Следовательно, форма цементита зависит от температуры нагрева, при которой началось охлаждение из γ -области; размер цементитных частиц зависит от температуры превращения аустенита.

Механизм превращений ниже изгиба кривой изотермического распада аустенита представляется значительно менее ясным. Образующаяся при этих температурах структура бэйнита имеет иглообразный характер, напоминая мартенсит. При изотермическом превращении возникают иглы, и превращение происходит не путем роста этих игл, а путем непрерывного появления новых (фиг. 181). Эти превращения имеют диффузионный характер и сопровождаются выделением цемен-

тита. Вероятно, твердый раствор не целиком освобождается от углерода и в момент $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения α -раствор содержит углерода больше, чем это следует по диаграмме состояния (т. е. больше 0,01% С).



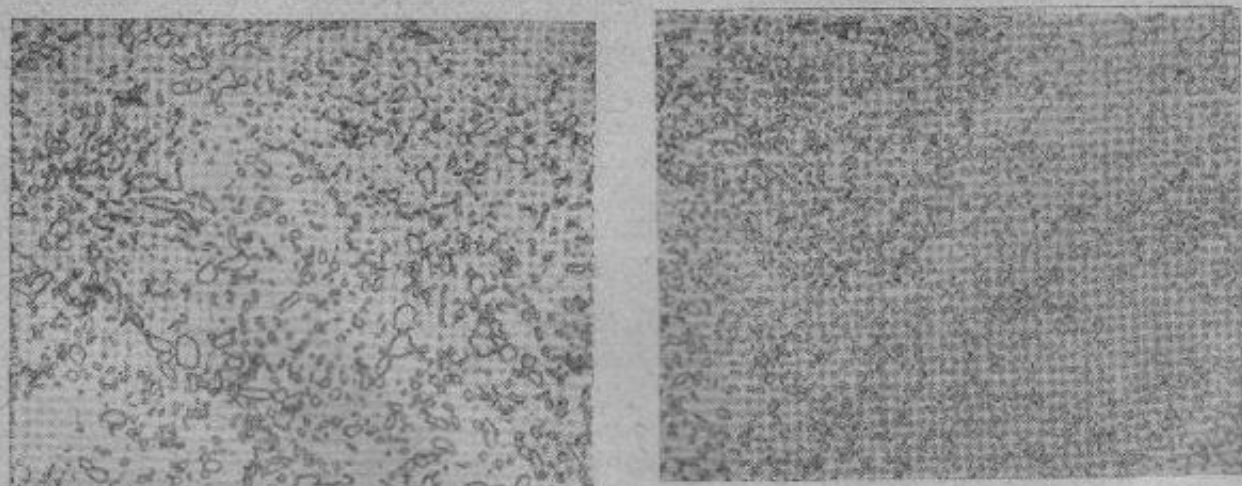
а

б

Фиг. 179. Пластинчатый перлит в стали с 1,2% С, полученный путем нагрева на 900° и изотермического распада аустенита при 710° (а) и 670° (б). $\times 800$.

На скорость кристаллизации перлита, кроме степени переохлаждения, влияют другие факторы.

Установлено, что внешние факторы влияют на скорость кристаллизации, причем по-разному на каждый параметр кристаллизации. Ме-



а

б

Фиг. 180. Зернистый перлит в стали с 1,2% С, полученный путем нагрева на 780° и изотермического распада аустенита при 710° (а) и 670° (б). $\times 800$.

галлургическая природа стали, ее раскисленность, наличие нерастворенных частиц, однородность аустенита, размер зерна аустенита — все это весьма сильно влияет на величину ч. ц. Наличие нерастворенных частиц увеличивает значение ч. ц., так как эти частицы являются дополнительными зародышевыми центрами.

Увеличение размера зерна аустенита уменьшает ч. ц. Зародыши возникают преимущественно по границам зерна, поэтому у более крупнозернистой стали меньше общая протяженность границ зерна, чем у мелкозернистой, и, следовательно, хуже условия для зарождения центров. Величина же *с.к.* совершенно нечувствительна к перечисленным выше факторам. Величина *с.к.* является природной характеристикой

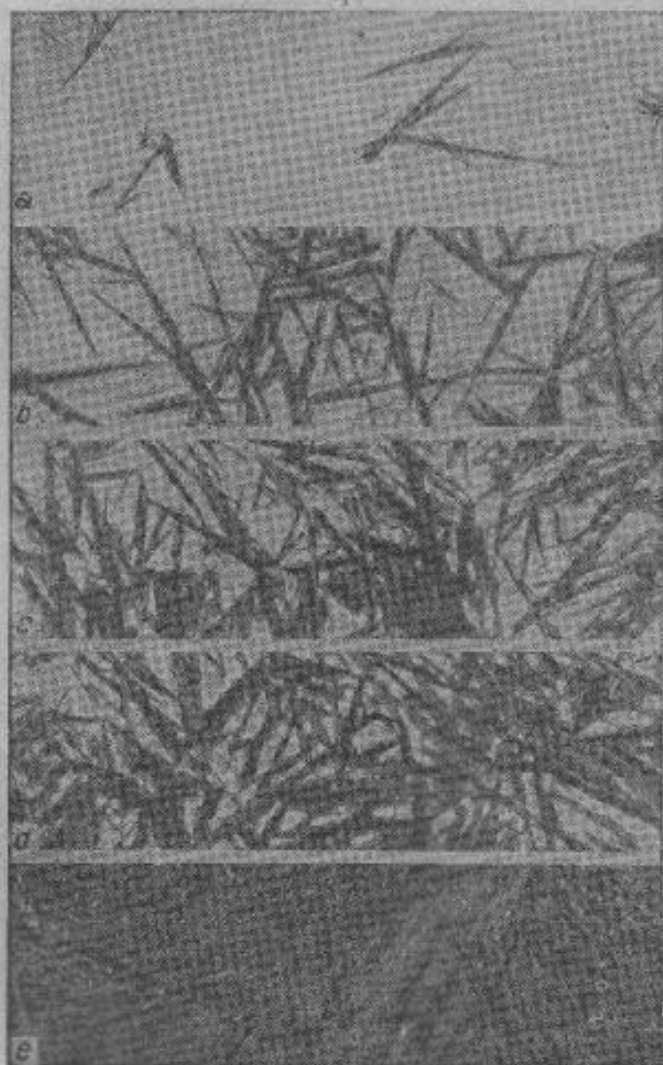
стали и для данного химического состава зависит только от степени переохлаждения.

Превращение аустенита в доэвтектоидных сталях начинается с образования феррита и затем после обогащения углеродом оставшегося γ -раствора следует перлитное превращение. Однако в условиях переохлаждения избыточного феррита выделяется тем меньше, а аустенит превращается в перлит при тем большем отклонении от эвтектоидной концентрации, чем больше степень переохлаждения и у изгиба *S*-кривой. Превращение в доэвтектоидных сталях начинается сразу путем образования перлита без выделения избыточного феррита. Отсюда следует, что в доэвтектоидных сталях перлит будет тем меньше содержать углерода и тем больше отличаться от истинной эвтектоидной концентрации (0,8%), чем при более низкой температуре произошло превращение.

В заэвтектоидных сталях перлит, полученный из переохлажденного аустенита, будет иметь концентрацию большую, чем эвтектоидная точка. Такой эвтектоид, образовавшийся из переохлажденного твердого раствора и имеющий концентрацию, отличную от эвтектоидной точки на диаграмме равновесия, называется *квазиэвтектоидом*.

Предварительное выделение феррита (или цементита) на диаграмме изотермического распада должно быть показано соответствующей линией — линией начала превращения.

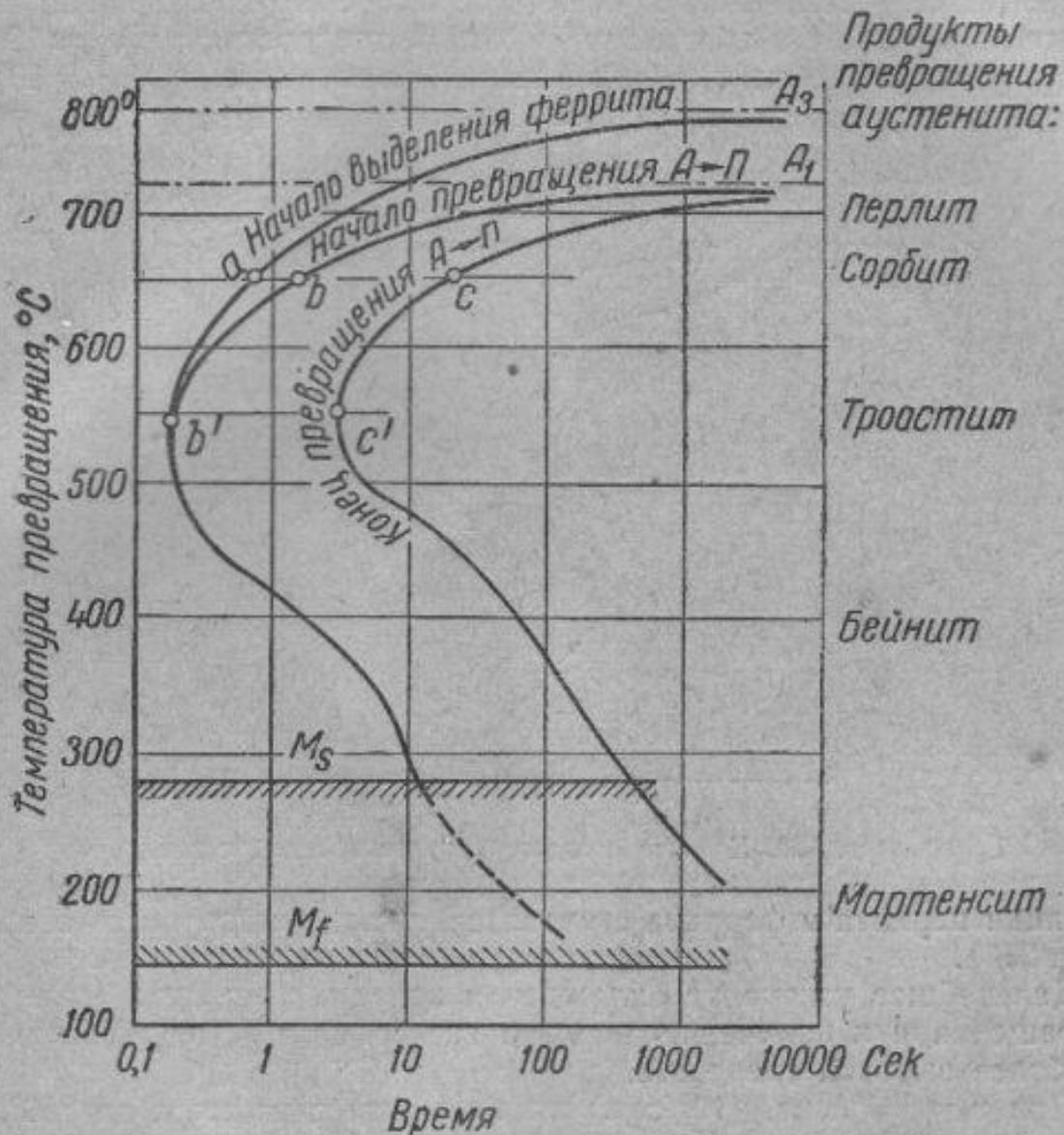
На фиг. 182 показана диаграмма изотермического распада аустенита для доэвтектоидной стали в полном виде. На ней приведены кривая начала выделения феррита, кривая начала и кривая конца превращения аустенита в перлит и горизонтали — A_3 , A_1 , начала (M_s) и конца (M_f) мартенситного превращения.



Фиг. 181. Микроструктуры, характеризующие процесс образования бейнита из аустенита при 260°. Время превращения.

a—400 сек.; *b*—500 сек.; *c*—850 сек.; *d*—900 сек.; *e*—2500 сек. (Бэйн).

По этой диаграмме основные сведения об изотермическом превращении можно определить для данной стали при любой степени переохлаждения. Например, при переохлаждении до температуры 650° превращение начинается через некоторое время, определяемое отрезком от оси ординат до точки a , когда начинается выделение из раствора феррита. Феррит выделяется в течение времени, равного отрезку $a-b$;



Фиг. 182. Диаграмма изотермического превращения аустенита в стали 0,5% С.

в точке b начинается распад аустенита на перлит, который заканчивается в точке c . Время превращения перлита в аустенит измеряется отрезком $b-c$. Если быстро охладить аустенит до температуры 550° , то превращение начнется в точке b' образованием перлита и закончится в точке c' . Превращение при температуре 550° протекает значительно скорее, чем при 650° , так как отрезок $b'c'$ значительно меньше отрезка bc (так как координата времени в логарифмической шкале).

§ 4. Превращение при непрерывном охлаждении.

Критическая скорость закали

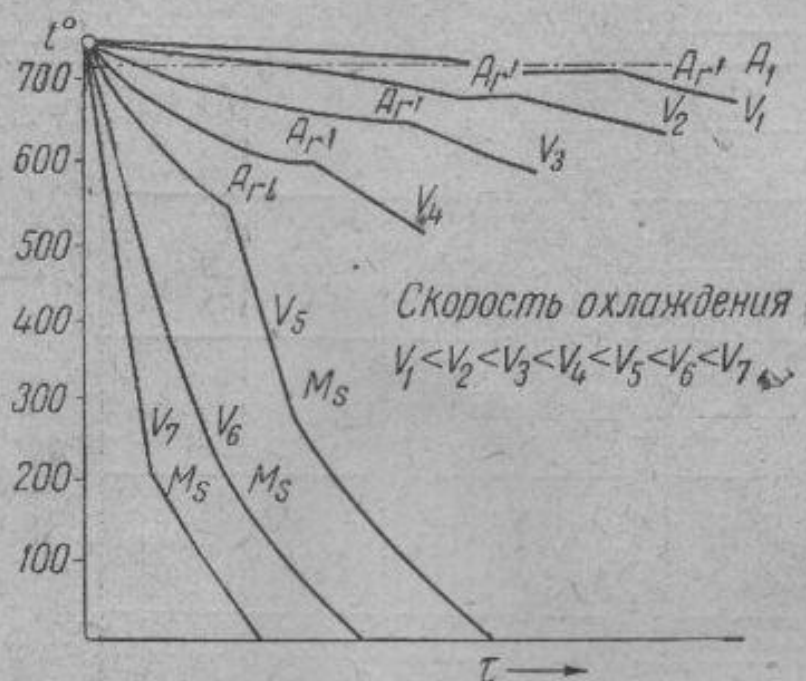
В предыдущем параграфе мы рассматривали превращения аустенита при постоянной температуре для разных степеней переохлажде-

ния ниже точки A_1 . Рассмотрим случай превращения аустенита при непрерывном охлаждении с различной скоростью.

В эвтектоидной стали при малой скорости охлаждения, например $v_1 = 1^\circ/\text{мин.}$, превращение аустенита будет происходить при небольшом переохлаждении, приблизительно при температуре 710° (переохлаждение 13°) (фиг. 183).

Продуктом превращения будет перлит с крупными пластинками феррита и цементита, обладающий малой твердостью ($H_B \approx 180$).

При большей скорости охлаждения, например, при $v_2 = 60^\circ/\text{мин.}$, превращение происходит при более низкой температуре ($t_{\text{превращ}} = 680^\circ$).



Фиг. 183. Кривые охлаждения эвтектоидной стали.

пластинки перлита и феррита становятся тоньше, а твердость возрастает ($H_B = 230$).

Дальнейшее ускорение охлаждения ведет к снижению температуры превращения и к получению перлита все более и более тонкого строения, более высокой твердости.

При $v_3 = 600^\circ/\text{мин.}$ ($10^\circ/\text{сек.}$) превращение снижается до 650° , твердость перлита (сорбита) $H_B = 250$. При $v_4 = 50^\circ/\text{сек.}$ превращение снижается до 600° , а твердость перлита (троостита) возрастает до $H_B = 350$. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения (v_5) только часть аустенита успевает превратиться в перлит в районе температур $500-600^\circ$, а остальная часть аустенита переохлаждается еще больше и превращается при более низких температурах (ниже $300-400^\circ$). Эта часть структуры, превратившаяся при низких температурах, имеет высокую твердость и характерное игольчатое строение. Структура эта называется мартенситом. Структуру, образующуюся при температурах 500° и выше, при современных методах микроструктурного анализа можно дифференцировать и различать составные ее части — пластинки феррита и цементита. Мартенситовая структура представляет собой неравномерно травящиеся иглы и различить в ней составные части нельзя. Доказано, что мартенсит является твердым раствором углерода в α -железе.

Структура закаленной стали, у которой часть аустенита превратилась при более высокой температуре в троостит, а часть аустенита при более низкой — в мартенсит, показана на фиг. 184.

С дальнейшим увеличением скорости охлаждения превращение при A_r' (штрих указывает на сильное переохлаждение точки A_{r1}) постепенно подавляется, и количество продуктов этого превращения уменьшается. Наоборот, превращение, начинающееся с M_s , интенсифицируется и мартенсита становится все больше и больше.

Наконец, при какой-то скорости охлаждения (для углеродистой стали порядка 150—300°/сек.) весь аустенит превращается в области низких температур, а троостит в структуре закаленной стали исчезает. В дальнейшем при увеличении скорости охлаждения даже при особо высоких скоростях охлаждения (например 10 000°/сек.) температура превращения не снижается.

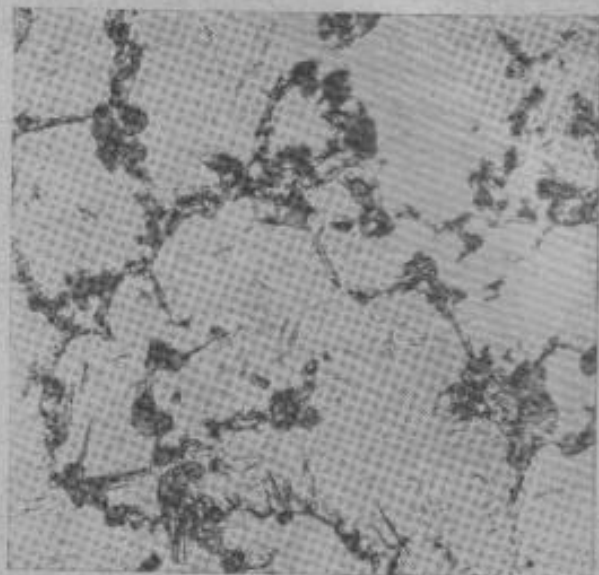
Кривые охлаждения на фиг. 183 относятся к эвтектондной стали.

Для доэвтектоидной и заэвтектоидной стали помимо «точки» A_{r1} имеем еще точку предварительного выделения феррита или цементита A_{r2} . Положение точки A_{r2} также и еще в большей степени, чем A_{r1} , зависит от скорости охлаждения.

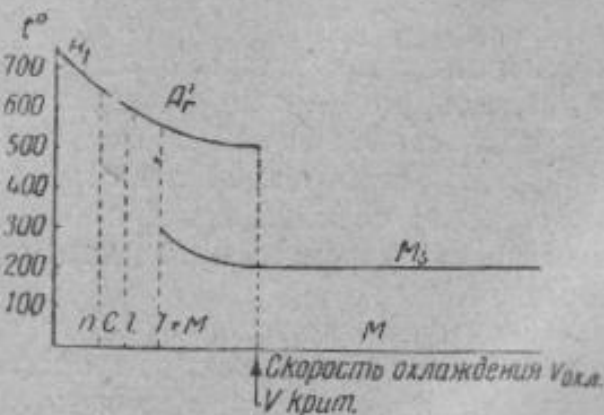
По кривым охлаждений на фиг. 183 можно вывести общую зависимость положения точек превращения от скорости охлаждения (показано на фиг. 185).

На фиг. 185 видно, что увеличение скорости охлаждения ведет к снижению точки A_r' , затем при какой-то скорости охлаждения превращение происходит в двух интервалах температур, начинающихся с A_r' и M_s . Выше определенной скорости охлаждения имеем только одну критическую точку M_s , положение которой не зависит от скорости охлаждения. Даже при небольших скоростях охлаждения превращение происходит в интервале температур, поэтому точки A_r' и M_s показывают температуру начала превращения¹.

Буквы П, С, Т, М внизу диаграммы показывают структуры, которые получаются в зависимости от скорости охлаждения или снижения точки A_r' (перлит, сорбит, троостит, мартенсит).



Фиг. 184. Структура закаленной стали в результате частичного превращения при A_r' . Мартенсит (светлый) + троостит (темный). $\times 500$.



Фиг. 185. Влияние скорости охлаждения на положение критической точки.

¹ Температурное положение точки M_s не зависит от скорости охлаждения, но частичный распад аустенита в троостит повышает температуру начала образования мартенсита. Поэтому там, где линия M_s заходит за линии A_r' (т. е. там, где превращению в мартенсит предшествует превращение части аустенита в троостит), точка M_s лежит выше.

Для того чтобы аустенит превращался только в мартенсит, охлаждение должно быть больше определенной величины, т. е. такой, при которой превращение A_1 исчезает. Величина эта определяется по диаграмме фиг. 185 и должна быть больше так называемой критической скорости закали $v_{крит}$. Следовательно, критической скоростью закали называют минимальную скорость охлаждения, переохлаждающую аустенит до мартенситного превращения.

Истинной закалкой стали является закалка с сохранением углерода в растворе, т. е. закалка на мартенсит. Поэтому, чтобы закалить сталь, ее следует охлаждать со скоростью, большей критической.

На схемах фиг. 183 и 185 видно, что с увеличением скорости охлаждения снижается температура превращения. Увеличение скорости охлаждения при закалке, как уже указывалось, ведет к повышению твердости и получению дисперсных структур.

Закономерно предположить, что не скорость охлаждения определяет дисперсность структуры (а также твердость и другие физические свойства), а температура превращения.

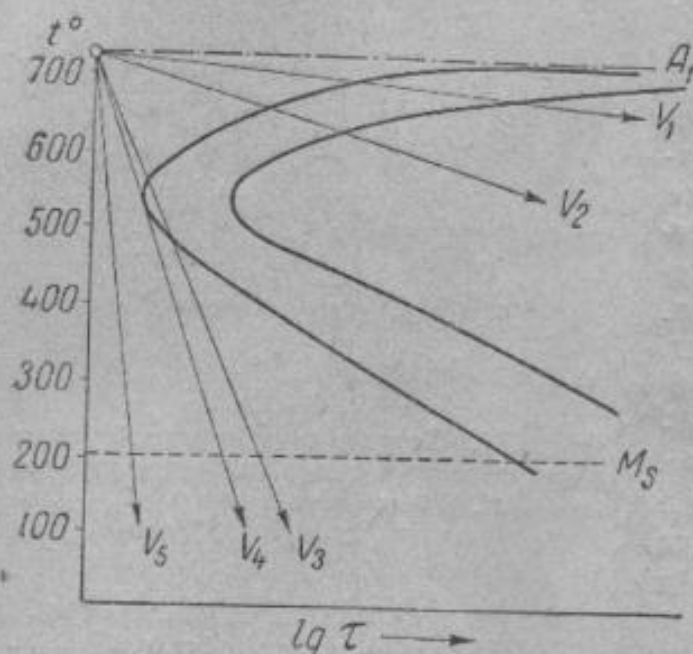
Действительно, если возьмем такое охлаждение, при котором температура превращения снизится до 700° , в эвтектоидной углеродистой стали получим грубопластинчатый перлит с твердостью около $180 H_B$.

Такая же твердость и структура будет, если мы быстро охладим аустенит до этой температуры и дадим ему полностью при ней превратиться. При непрерывном охлаждении со скоростью, снижающей температуру превращения до 650° , твердость полученного сорбита будет около $30 R_C$. Такая же твердость будет и у сорбита, полученного путем изотермического распада при этой же температуре.

Таким образом температура превращения определяет структуру и свойства продуктов распада аустенита. Следовательно, между изотермическим превращением аустенита и превращением аустенита при непрерывном охлаждении существует более близкая связь, чем это казалось на первый взгляд.

Диаграмма изотермического распада, как известно, строится в координатах температура — время, т. е. в тех же координатах, что и кривые охлаждения. Следовательно, на кривую изотермического распада аустенита мы можем нанести кривые охлаждения (фиг. 186).

При медленном охлаждении линия v_1 пересечет кривые диаграммы при высоких температурах. Это наглядно показывает, почему при малой скорости охлаждения превращение происходит при малом переохлаждении.



Фиг. 186. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита. Скорость охлаждения $v_1 < v_2 < v_3 < v_4 < v_5$. Критическая скорость закали v_4 .

При охлаждении с большей скоростью линия охлаждения v_2 пересечет кривые начала и конца изотермического превращения при более низкой температуре.

Кривая v_3 показывает частичное превращение в троостит (в верхней части S -кривой) и частичное превращение в мартенсит.

Кривая v_4 — касательная к кривой начала превращения; в этом случае происходит только мартенситное превращение; кривая соответствует охлаждению с критической скоростью. Любое увеличение скорости охлаждения сверх критической не ведет к изменениям; температура превращения не снижается; результатом превращения является мартенсит.

Положение линии начала превращения на S -кривой, особенно отрезок, показывающий время сохранения аустенита при температуре его минимальной устойчивости (у изгиба S -кривой), имеет очень большое значение для закалки, так как определяет величину критической скорости закалки — важнейшей характеристики стали.

Чем правее лежит кривая начала превращения, тем меньше величина $v_{крит}$. Другими словами, чем медленнее происходит превращение аустенита в перлит, тем легче переохладить аустенит до температур мартенситного превращения, тем меньше критическая скорость закалки.

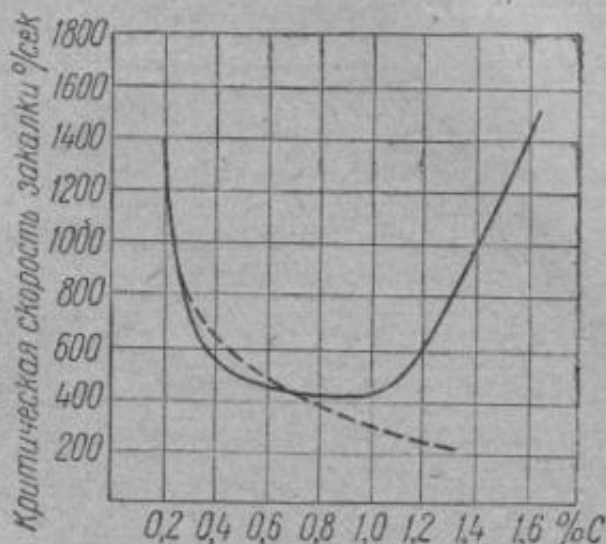
Скорость аустенитно-перлитного превращения определяется двумя параметрами: скоростью роста перлитного кристалла (с. к.) и числом зарождающихся центров (ч. ц.), которые зависят от ряда факторов.

а) Состав стали (аустенита к моменту его превращения) влияет на величины ч. ц. и с. к. Все элементы, если они находятся в аустените (в растворе), уменьшают критическую скорость закалки (за исключением кобальта).

Если элементы находятся не в растворе, а в виде нерастворенных интерметаллических соединений или соединений с углеродом (карбидов), то они являются дополнительными центрами кристаллизации, повышают величину ч. ц. и увеличивают критическую скорость закалки.

Углерод весьма сильно влияет на скорость аустенитно-перлитной реакции. При нормальных температурах закалки (для заэвтектоидной стали закалка из области ниже линии A_{c2}) минимальная критическая скорость закалки углеродистой стали соответствует $\sim 1\% C$, так как при более высоком содержании углерода избыток его находится в виде нерастворившегося вторичного цементита, который служит дополнительным центром кристаллизации (фиг. 187).

При закалке из области гомогенного аустенита, т. е. выше линии A_{c3} , углерод вплоть до максимальной насыщенности аустенита ($1,7\% C$) снижает критическую скорость закалки. При малых содержаниях угле-



Фиг. 187. Влияние содержания углерода на критическую скорость закалки (чистые железоуглеродистые сплавы)

— низкая температура закалки (Эссер, Эйлендер)
 - - - высокая температура закалки (Диггес).

рода величина $v_{\text{крит}}$ резко возрастает и при очень малом содержании углерода (0,05 — 0,1% С) мартенсит практически получить нельзя. Чистота стали, т. е. металлургическое содержание марганца и других, растворимых в аустените примесей, существенно влияет на скорость превращения в перлит и на величину критической скорости закалки. Нормальное содержание примесей снижает величину $v_{\text{крит}}$ и обычно приготовленные стали имеют значительно меньшую критическую скорость закалки, чем стали высокой чистоты (или стали, выплавленные из древесно-угольного или шведского чугуна, с малым содержанием примесей).

б) Размер зерна аустенита (действительный) сильно влияет на величину критической скорости закалки. На скорость кристаллизации с. к. размер зерна не

влияет, но скорость зарождения центров ч. ц. зависит от размера зерна. Так как зародыши возникают только на границах зерна, то величина ч. ц. прямо пропорциональна поверхности зерна. Следовательно, укрупняя зерно, мы уменьшаем суммарную поверхность зерен и уменьшаем величину ч. ц. Скорость превращения аустенита в перлит при этом замедляется, и критическая скорость закалки уменьшается (фиг. 188).



Фиг. 188. Влияние размера зерна на величину критической скорости закалки (Диггес). Сталь высокой чистоты — 0,8—0,85% С.

в) Однородность аустенита влияет на величину критической скорости аустенита, так как в менее однородном аустените легче возникают центры кристаллизации (с. к. не зависит от однородности аустенита). Роль избыточных включений цементита, влияющих на величину ч. ц., отмечалась выше. Раскисление алюминием и образование дисперсных включений глинозема (Al_2O_3) также должно влиять на величину ч. ц. Однако опытные данные показывают, что влияние этих частиц неизмеримо меньше, чем влияние нерастворенного цементита. Если действительный размер зерна аустенита одинаков, то критическая скорость закалки почти не отличается у стали раскисленной и у стали, не раскисленной алюминием.

Поскольку диаграмма изотермического аустенита является суммарной характеристикой значений ч. ц. и с. к. и определяет скорость превращения аустенита в перлит для разных степеней переохлаждения, то, пользуясь ею, можно определить критическую скорость закалки.

Графически кривая, соответствующая критической скорости закалки, изобразится линией, касательной к кривой изотермического распада у ее изгиба (фиг. 189). Если предположить, что снижение температуры при закалочном охлаждении прямо пропорционально логарифму времени, то в координатах t и $\lg \tau$ кривая охлаждения становится прямой и

$$v_{\text{крит}} = \frac{A_1 - t_m}{\tau_m},$$

где A_1 — температура критической точки;

t_m — температура у изгиба кривой изотермического распада;

τ_m — время минимальной устойчивости аустенита.

Однако $v_{\text{крит}}$ всегда приблизительно в $1\frac{1}{2}$ раза меньше величины, подсчитанной указанным образом. Ошибка этого построения (при количественном определении критической скорости закалки) заключается в следующем.

Время охлаждения от A_1 до t_m , изображенное в виде прямой, можно себе представить в виде ступенчатого охлаждения с бесконечно большим числом участков изотермического распада с постепенно понижающейся температурой. По времени в сумме эти участки равны отрезку τ_m . Мы видели, что в инкубационном периоде медленно протекают процессы превращения аустенита, причем тем медленнее, чем выше температура. Другими словами, отрезок времени в инкубационном периоде вблизи точки A_1 отнюдь не эквивалентен такому же отрезку вблизи изгиба С-кривой, и, следовательно, сумма (по времени) бесконечно малых отрезков при непрерывном охлаждении не эквивалентна отрезку у изгиба кривой изотермического распада аустенита.

Вводя коэффициент $1\frac{1}{2}$, мы приближаемся к действительному определению критической скорости закалки. Определяемая таким образом критическая скорость закалки

$$v_{\text{крит}} = \frac{A_1 - t_m}{1,5\tau_m}.$$

§ 5. Мартенситное превращение. Мартенсит. Остаточный аустенит

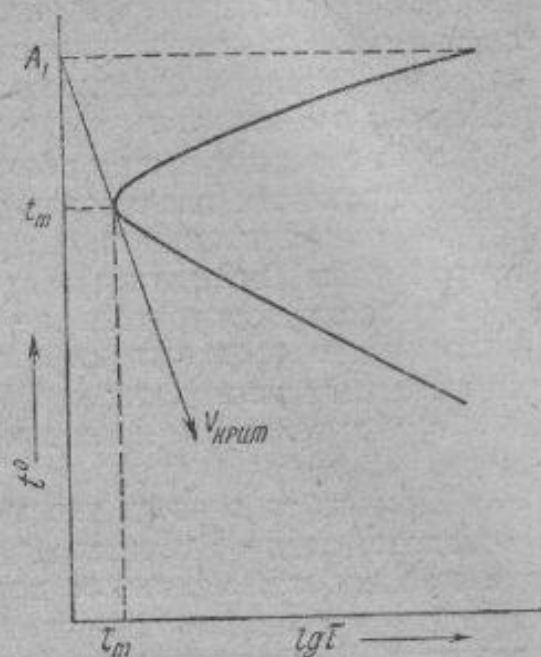
Если аустенит переохладить до таких температур, когда γ -решетка, несмотря на наличие растворенного в ней углерода, неустойчива, но скорость диффузии углерода вследствие низких температур так мала, что с ней можно не считаться, то происходит превращение, связанное с перестройкой решетки без выделения углерода:



Это превращение по своему механизму и по природе продуктов превращения совершенно отлично от эвтектоидного распада аустенита.

В аустенитно-перлитном превращении ведущую роль играет диффузия углерода, и превращение можно назвать *диффузионным*. Превращения происходят путем образования центров и роста кристаллов и подчиняются закону Тамманна.

При аустенитно-мартенситном превращении происходит только перестройка γ -решетки без изменения концентрации реагирующих фаз. Превращение можно назвать *бездиффузионным*. Мартенсит образуется



Фиг. 189. Графическое определение критической скорости закалки

не путем возникновения и роста кристаллов, а каждая игла возникает мгновенно (точнее, с неизмеримо большой скоростью) и ведущую роль в мартенситном превращении играют напряжения. Закон Тамманна неприменим к мартенситному превращению. Современный рентгеновский анализ в соединении с исследованиями физических свойств мартенсита, бесспорно, доказывает, что мартенсит есть твердый раствор углерода в α -железе:

а) мартенсит имеет решетку α -железа с искажениями, прямо пропорциональными количеству углерода в растворе;

б) рентгеновский и микроструктурный анализы не обнаруживают второй фазы (цементита);

в) электросопротивление так же высоко, как и у аустенита, т. е. находится в соответствии с законом Курнакова об электросопротивлении твердых растворов;

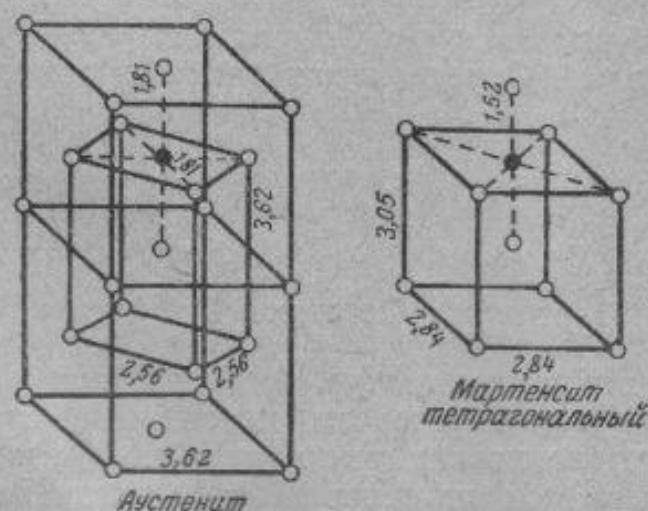
г) мартенсит не имеет магнитного превращения A_0 , присущего цементиту.

Приняв за основу, что мартенсит есть твердый раствор углерода в α -железе, следует выяснить местоположение атома углерода в α -решетке мартенсита, механизм перестройки решетки при образовании мартенсита и влияние содержания углерода на параметры мартенситной решетки. В γ -решетке наиболее свободное место — в центре элементарного куба, и наиболее вероятно, что растворенный атом (ион) углерода находится в этом месте. Попытки рентгенографического определения местоположения углеродного атома в аустените подтверждают это предположение.

Если взять две элементарные γ -ячейки (фиг. 190), из которых одна содержит в центре углеродный атом (ион), то можно вырезать элементарный объемноцентрированный параллелепипед со сторонами $2,56 \times 2,56 \times 3,62 \text{ \AA}$ (параметр исходного аустенита принят равными $3,62 \text{ \AA}$, что соответствует концентрации $1,6\% \text{ C}$).

Мартенсит имеет объемноцентрированную кубическую решетку, искаженную в одном направлении. При содержании $1,6\% \text{ C}$ в растворе элементарная ячейка имеет размеры

$2,84 \times 2,84 \times 3,05 \text{ \AA}$. Принимая во



Фиг. 190. Схема, показывающая перестройку решетки при превращении аустенита в мартенсит.

внимание колоссальную скорость образования мартенсита и незначительный тепловой эффект аустенито-мартенситного превращения, можно предположить, что образование мартенсита сопровождается самым незначительным перемещением атомов, т. е. мы можем предположить, что вырезанный в γ -решетке объемноцентрированный параллелепипед сокращается по высоте (с $3,62$ до $3,05 \text{ \AA}$) и расширяется на основании (с $2,56$ до $2,84 \text{ \AA}$).

Начавшаяся перестройка развивается в соседних ячейках, преимущественно в направлении октаэдрических плоскостей $(1, 1, 1)$, наибо-

лее густо населенных атомами. Углеродный атом при этом остается в центре грани объемноцентрированной тетрагональной решетки.

Косвенные определения при помощи рентгеновских лучей подтверждают, что в мартенсите углерод находится в центре грани объемноцентрированной решетки. Параметры тетрагональной решетки и их отношение (степень тетрагональности) зависят от содержания углерода. Углерод увеличивает тетрагональность прямо пропорционально своему содержанию в стали (фиг. 191)¹.

Из этого следует, что мартенсит содержит в растворе столько углерода, сколько его было в исходном аустените.

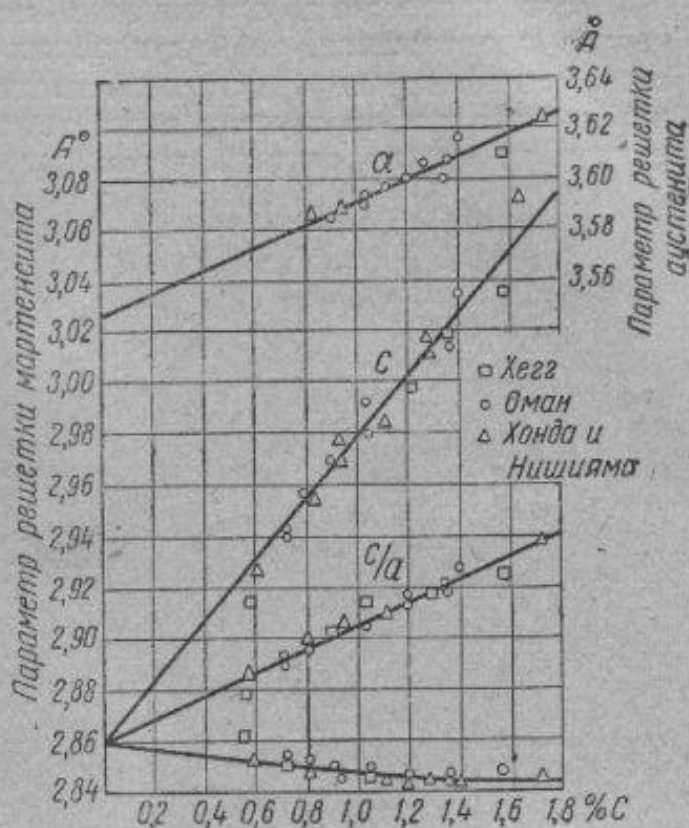
Мартенситное превращение, следовательно, не требует диффузионных процессов и происходит без изменения концентрации обеих участвующих в превращении фаз (аустенита и мартенсита).

Для дальнейшего изучения процесса превращения в мартенсит следует установить температуры, при которых происходит аустенитно-мартенситное превращение, и кинетику этого превращения.

Предположим, что аустенит переохлажден до таких температур, когда диффузионный распад аустенита на феррито-цементитную смесь происходит так медленно, что с этим процессом можно не считаться, и охлаждение продолжается. По достижении определенной температуры или по условиям равновесия из-за меньшей внутренней энергии мартенсита, чем аустенита, или из-за внутренних напряжений аустенит — γ -фаза становится неустойчивой и превращается в α -фазу — мартенсит.

Особенности такого мартенситного превращения, обнаруженного у многих сплавов, где твердый раствор переохлаждается значительно ниже эвтектоидного, равновесного превращения, состоит в том, что по достижении этой температуры возникает только один кристалл мартенсита.

Подобно взрывной волне, образуется пластина мартенсита (на плоскости шлифа пластина имеет вид иглы, поэтому в металлографической литературе принят термин «игла мартенсита», а не пластинка),



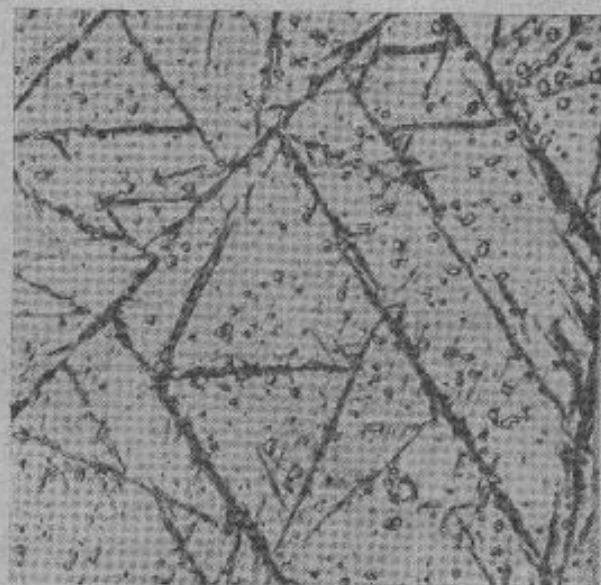
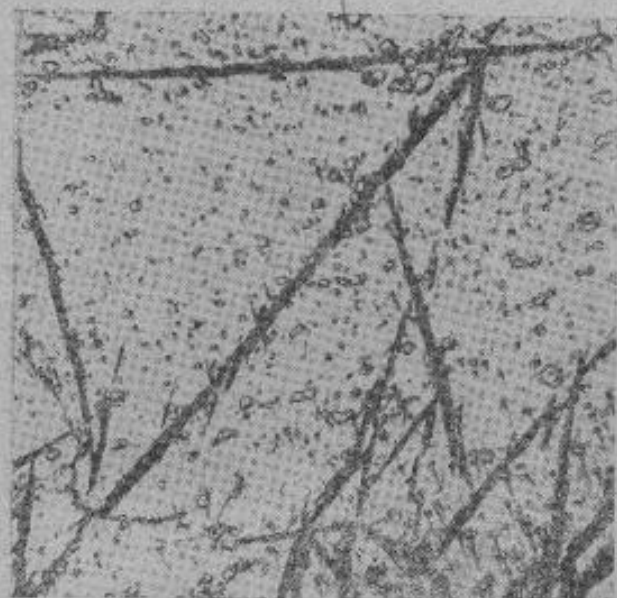
Фиг. 191. Параметры решетки мартенсита и аустенита.

¹ Впервые атомно-кристаллическая структура мартенсита была обнаружена Гудцовым, Курдюмовым и Селяковым (1926 г.). Последующие многочисленные работы Г. В. Курдюмова о мартенсите и о мартенситном превращении в сталях и в некоторых цветных сплавах выявили ряд очень важных и интересных закономерностей об этом превращении и о природе мартенситной структуры.

Считавшаяся 20 лет назад загадочной структура мартенсита в результате глубоких исследований Г. В. Курдюмова представляется теперь металловедам столь же ясной, как структуры перлита, сорбита и другие структуры стали.

простирающаяся от края до края аустенитного зерна и рассекающая его на два объема. Если мы прекратим охлаждение, то увидим, что это состояние (т. е. аустенит + одна «игла» мартенсита) оказывается устойчивым. Выдержка не ведет ни к росту мартенситной иглы, ни к появлению новой.

Если продолжать охлаждение, не задерживаясь на температуре начала превращения, то будут образовываться новые «иглы» мартенсита, старые же не будут увеличиваться в размерах. Если мы задержимся на какой-то ступени ниже точки начала мартенситного превращения, то можно считать, что образование новых игл прекращается.



Фиг. 192. Мартенситные „иглы“. $\times 500$.

Фиг. 193. Мартенситные „иглы“. $\times 500$.

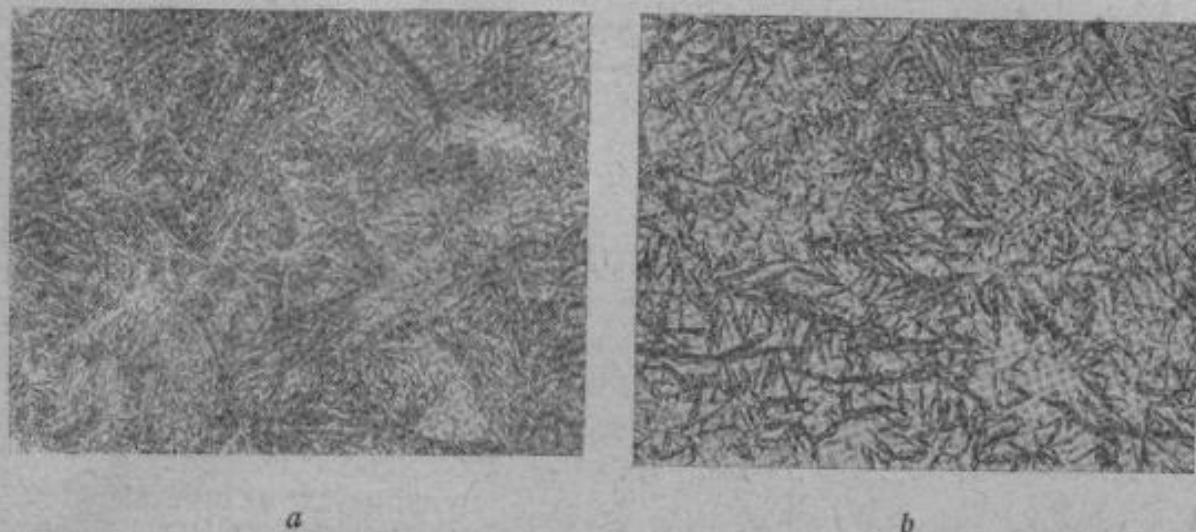
Если снова начать охлаждение, то вновь начнется превращение. Следовательно, превращение аустенита в мартенсит происходит только при охлаждении. Создается такое представление, что образование иглы мартенсита препятствует дальнейшему течению превращения, которое вызывается лишь дальнейшим охлаждением.

Ни одним способом не удалось обнаружить момента зарождения и роста игл мартенсита, поэтому можно принять, что каждая игла мартенсита появляется мгновенно (время образования одной иглы меньше 0,02 сек.). Игла (пластина) мартенсита образуется преимущественно по плоскости октаэдра (1, 1, 1), а в плоскости шлифа первые иглы, которые простираются от края до края аустенитного зерна и образованию которых не мешают ранее образовавшиеся иглы, располагаются чаще всего по отношению друг к другу под углами 60 или 120° (фиг. 192). Последующие пластины образуются или параллельно первым или внутри треугольников в виде молний и зигзагов (фиг. 193).

По мере образования новых игл мартенсита аустенита становится все меньше и меньше, аустенитное зерно делится на все большее число «отсеков», окруженных со всех сторон пластинами мартенсита. Образование мартенсита сопровождается увеличением объема. В эвтектоидной стали мартенсит имеет приблизительно на 3% больший объем, чем аустенит. Следовательно, объем аустенита между пластинами мартенсита всесторонне сжат, и это давление тем больше, чем больший объем имеет мартенсит или чем меньший участок по объему занимает

аустенит. Так как превращение аустенита в мартенсит сопровождается расширением, то всестороннее сжатие, которое испытывает аустенит в процессе образования мартенсита, будет препятствовать превращению; поэтому необходимы дальнейшее охлаждение и дополнительные напряжения, чтобы вызвать превращение.

Таким образом подтверждается высказанное ранее предположение о том, что образование мартенсита препятствует дальнейшему течению превращения аустенита в мартенсит.



Фиг. 194. Структура мартенсита в закаленной стали. $\times 500$.

a—сталь с 0,8% С; *b*—сталь с 1,4% С.

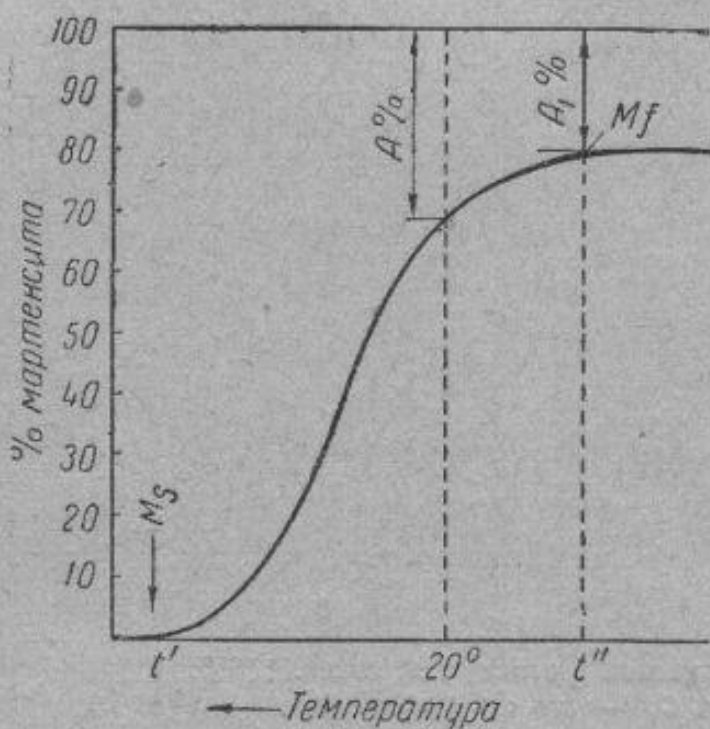
Согласно изложенной выше схеме образования мартенсита, появление новых игл мартенсита и деление аустенита на все меньшие по объему «отсеки» делает всесторонне сжатый аустенит все более и более устойчивым. Наконец, всесторонне сдавленный аустенит становится настолько устойчивым, что дальнейшее охлаждение не вызывает дополнительного превращения. Мартенситное превращение останавливается, несмотря на то, что происходит дальнейшее охлаждение и что еще осталась γ -фаза. Следовательно, после окончания мартенситного превращения останется еще непревращенный аустенит.

Аустенит, который существует при нормальной температуре наряду с мартенситом, называется *остаточным аустенитом*. На фиг. 194, *a* приведена типичная микроструктура закаленной на мартенсит стали (1,0% С). Так как остаточного аустенита в этой стали мало, то все поле зрения сплошь занято иглами мартенсита. При наличии значительных количеств остаточного аустенита (практически более 20—30%) он обнаруживается при микроскопическом исследовании в виде светлых полей между иглами мартенсита (фиг. 194, *b*).

Так как объем мартенсита тем больше, чем больше содержание углерода в растворе (больше параметр решетки c и отношение $\frac{c}{a}$), то очевидно, что давление на аустенит при образовании мартенсита будет в высокоуглеродистой стали больше, чем в среднеуглеродистой, и в высокоуглеродистой стали мартенситное превращение остановится, давая большее количество остаточного аустенита. Также можно предположить, что углерод, находящийся внутри γ -решетки, будет ее

укреплять, уменьшать ее склонность к превращению и в высокоуглеродистой стали надо создать большие температурные напряжения, чтобы вызвать превращение.

Образование мартенсита сопровождается изменением ряда свойств (наиболее резко меняются магнитные свойства, а также механические и объем). Поэтому процесс образования мартенсита можно проследить не только по микроструктуре, но и при помощи измерения этих свойств



Фиг. 195. Мартенситная кривая.

в процессе превращения. Ход превращения можно представить себе количественно в виде мартенситной кривой.

В этом случае по вертикали откладывают процент образовавшегося мартенсита (на основании магнитных или объемных измерений), а по горизонтали — температуру. Охлаждение идет слева направо, следовательно, шкала температур построена в обратном порядке, т. е. у осей координат мы имеем наиболее высокую температуру¹. Такая кривая схематически показана на фиг. 195.

Согласно этой кривой, при охлаждении превращение начинается при t' . Эта температура определяет температуру начала превращения аустенита в мартенсит в данной стали, называется точкой мартенситного превращения и обозначается M_s .

По мере снижения температуры превращение прогрессирует, количество мартенсита возрастает. Окончание превращения соответствует температуре t'' . При этой температуре остается еще какое-то количество остаточного аустенита A_r %.

Охлаждение ниже температуры t'' не вызывает дальнейшего превращения и не уменьшает количества остаточного аустенита. Если температура t'' лежит ниже нормальной комнатной температуры, то при 20° , кроме мартенсита, будет еще A % остаточного аустенита и еще $A - A_1$ % мартенсита можно получить при охлаждении ниже 20° (от 20° до t'').

Состав стали особенно сильно отражается на температурных точках мартенситного превращения (M_s и M_f).

Увеличение углерода приводит к снижению точки M_f , т. е. точки конца мартенситного превращения, и увеличивает количество остаточного аустенита.

Температура конца мартенситного превращения опускается ниже 0° лишь при наличии свыше $0,6\%$ С. Поэтому, если охлаждать закаленную сталь, содержащую $< 0,6\%$ С, ниже 0° , то никаких изменений не

¹ В данном случае рассматривается мартенситное превращение в чистом виде, т. е. превращение протекает при таких температурах, когда диффузионного распада не происходит.

произойдет. Для закаленных высокоуглеродистых сталей охлаждением ниже 0° достигают дополнительного образования мартенсита (это теперь делают в технических целях).

Общая зависимость влияния углерода на температуры мартенситного превращения показана на фиг. 196.

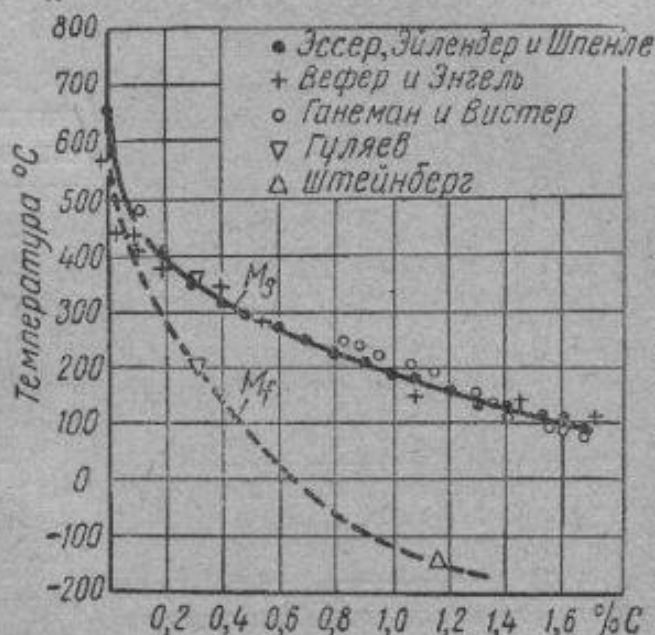
Углерод интенсивно снижает температуру начала и конца мартенситного превращения. При содержании менее $0,2\%$ С указанная на этой фигуре зависимость имеет принципиальный характер, а не действительный, ибо при содержании $<0,2\%$ С, как видно на фигуре, мартенситная точка повышается до 400° и выше, а при этих температурах наряду с мартенситообразованием происходит с заметной скоростью диффузионный распад твердого раствора.

Кривая на фиг. 196 обрывается при концентрации углерода $1,7\%$. Дело в том, что растворимость углерода в γ -железе ограничивается точкой E на диаграмме Fe—C; на положение мартенситной точки влияет только содержание углерода, находящегося в твердом растворе. При $1,7\%$ С точка M_s лежит при 80° . Если бы можно было повысить содержание углерода в растворе, то можно было бы снизить точку M_s ниже нуля и получить чистый аустенит в углеродистой стали при нормальной температуре. Но так как этого сделать невозможно, то в углеродистой стали нельзя получить при нормальной температуре структуру чистого аустенита.

Некоторые легирующие элементы снижают точку мартенситного превращения, и поэтому в некоторых легированных сталях, содержащих достаточное количество углерода и легирующих элементов, мартенситная точка снижена ниже 0° и закалкой можно получить чистую аустенитную структуру (об этом подробнее см. ниже гл. XIV, § 9). Из этого следует, что температура образования мартенсита зависит, главным образом, от состава стали (состава аустенита).

Как влияют другие факторы?

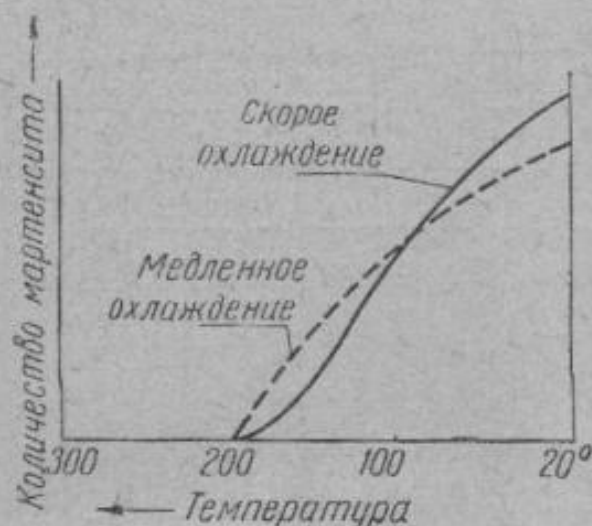
В первую очередь следует выяснить, как влияет скорость охлаждения на температуру образования мартенсита. На диаграмме фиг. 185 мы видели, что при непрерывном охлаждении аустенита при скорости от $v_{\text{крит}}$ до сверхвысоких скоростей охлаждения не удалось снизить температуру начала мартенситного превращения. Более того, если мы переохладим аустенит до температур его относительной стабильности (скорость диффузионного распада очень мала), то при последующем очень медленном охлаждении ($2-3^\circ/\text{мин.}$) превращение начнется приблизительно при той же температуре, как и при непрерывном охлаждении аустенита, с громадной скоростью $10\,000^\circ/\text{сек.}$ Это показы-



Фиг. 196. Мартенситная диаграмма (температура начала и конца мартенситного превращения в зависимости от содержания углерода).

вают, что температура превращения аустенита в мартенсит не зависит от скорости охлаждения.

Следовательно, если мы переохладим аустенит ниже температуры его относительно быстрого распада (практически ниже 500°), то при дальнейшем охлаждении (медленном или быстром) при определенной температуре, зависящей от состава аустенита, начнется мартенситное превращение. Поэтому, чтобы закалить сталь (т. е. получить мартенсит), нужно не все время охлаждать ее быстро, со скоростью больше критической, а достаточно скоро лишь тогда, когда она (сталь) может превращаться в ферритно-цементитную смесь.



Фиг. 197. Мартенситная кривая для быстрого и медленного охлаждения в районе мартенситного превращения (Штейнберг). Сталь 0,9% С.

Однако, если скорость охлаждения не влияет на положение мартенситной точки, то она определенным образом влияет на протекание мартенситного превращения. Оказывается, охлаждаем ли мы сталь быстро или медленно, температура начала превращения (точка M_s) от этого не изменится, но при быстром охлаждении в процессе падения температуры мартенситное превращение развивается интенсивнее (при снижении температуры на 1° больше образуется мартенситных «игл» при скором охлаждении). На фиг. 197 приведены мартенситные кривые быстрого и медленного охлаждения. В результате более быстрого охлаждения получается меньше остаточного аустенита. Описанное влияние скорости охлаждения на мартенситное превращение можно объяснить, разобрав влияние давления и напряжений на это превращение.

Поскольку образование мартенсита сопровождается увеличением объема, то всестороннее давление задерживает это превращение. Одностороннее давление, вызывающее пластическую деформацию, способствует мартенситному превращению.

Если мы переохладим аустенит до температуры немного выше точки M_s и затем пластической деформацией создадим плоскости сдвигов, то в местах плоскостей сдвигов образуется пластина мартенсита.

Таким образом всестороннее сжатие препятствует превращению аустенита в мартенсит, а пластическая деформация способствует этому превращению.

Приняв эти положения, легко объяснить и влияние скорости охлаждения на мартенситное превращение. Быстрое охлаждение, вызывая внутренние напряжения, способствует превращению аустенита в мартенсит. Наоборот, медленное охлаждение способствует сохранению большего количества аустенита, и мартенситное превращение становится более вялым и инертным.

Выдержка, остановка в падении температуры в районе мартенситного превращения аустенита делают его менее способным к этому процессу¹.

Так, например, выдержка при нормальной температуре стабилизи-

¹ Как показали опыты (П. П. Петросян), чем ниже температура, тем большее значение имеет выдержка.

рует аустенит и делает его менее склонным к превращению в мартенсит при охлаждении ниже 0° . Поэтому, если нужно увеличить количество мартенсита в закаленной стали охлаждением на 0° , то охлаждать его следует как можно скорее после закалки.

Металлургические факторы — раскисленность стали, наличие неметаллических частиц, имеющие такое большое значение для диффузионного эвтектоидного распада, — не имеют никакого значения для бездиффузионного мартенситного превращения.

Действительный размер аустенитного зерна не влияет на температуру и интенсивность мартенситного превращения; только чем крупнее аустенитное зерно, тем грубее получаются пластины мартенсита.

Микроструктура на фиг. 198 показывает отдельное, случайно выросшее зерно аустенита, окруженное более мелкими зернами. Внутри крупного зерна имеем крупные мартенситные «иглы», внутри мелких зерен — мелкие.

Количество остаточного аустенита в стали, фиксируемое закалкой, зависит от положения мартенситной точки. Чем ниже мартенситная точка, тем больше остаточного аустенита. Поэтому углерод, снижая мартенситную точку, увеличивает количество остаточного аустенита (фиг. 199).

В заключение подчеркнем различие между эвтектоидным распадом и мартенситным превращением и факторами, влияющими на них. На эвтектоидное превращение влияют металлургическая природа стали, наличие зародыщевых центров, размер зерна. На мартенситное превращение эти факторы влияния не оказывают. Скорость охлаждения снижает температуру эвтектоидного распада и не влияет на температуру мартенситного превращения. Эвтектоидный распад протекает изотермически, мартенситного превращения при постоянной температуре не происходит.

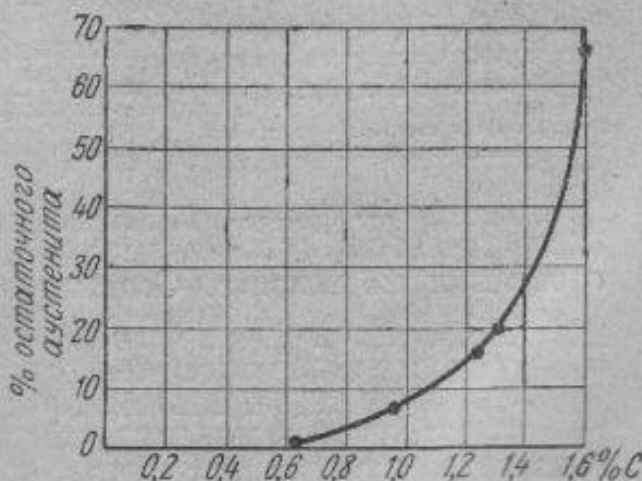
§ 6. Превращения при отпуске

Рассматривая превращения при нагреве закаленной стали (т. е. при отпуске), надо учитывать, что полученная закалкой структура неустойчива и стремится к превращениям в более равновесное состояние. Нагрев облегчает этот переход.

Если закалкой зафиксировать чистую аустенитную структуру, то о поведении при отпуске чистой аустенитной структуры можно было бы



Фиг. 198. Иглы мартенсита в разных по размеру аустенитных зернах. $\times 500$.



Фиг. 199. Влияние содержания углерода на количество остаточного аустенита в закаленной стали (Садовский и Штишевская).

судить по диаграмме изотермического распада аустенита. Однако закалка фиксирует смесь аустенита с мартенситом, причем мартенсит в большинстве сталей является основной структурой.

Изучение микроструктуры, атомно-кристаллической структуры, физических и механических свойств как в отпущенном состоянии, так и изменение этих свойств в процессе самого отпуска, позволили с достаточной достоверностью установить последовательность превращения при нагреве закаленной стали.

Особенно плодотворным для выяснения процессов, совершающихся при отпуске, оказалось применение рентгеноструктурного анализа. Здесь наиболее существенные открытия были сделаны Г. В. Курдюмовым и его сотрудниками.

Мартенсит (тетрагональный) является структурой, обладающей наибольшим объемом; а аустенит — структурой с минимальным объемом, поэтому превращения должны совершаться с объемными изменениями, причем сжатие будет означать превращение только мартенсита, а расширение — превращение только аустенита.

Дилатометрическая кривая (фиг. 200) фиксирует превращения при отпуске.

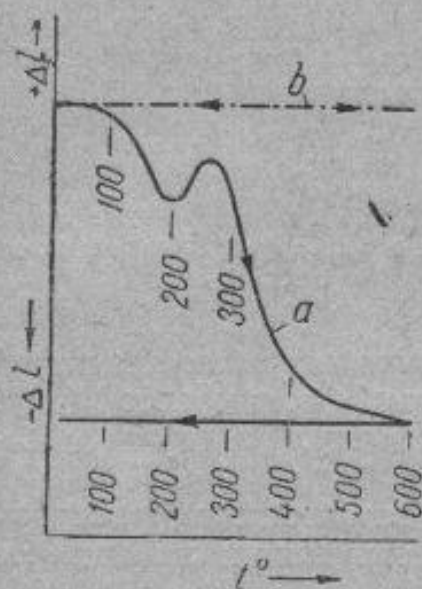
Если нагревать в дилатометре¹ отожженный образец, то при отсутствии превращений прибор чертил бы горизонтальную линию *b* (дифференциальная схема прибора устраняет расширение, связанное с изменением температуры). Отклонение кривой у закаленной стали от горизонтальной линии свидетельствует о наличии каких-то превращений. На дилатометрической кривой на фиг. 200 видно, что до $\sim 80^\circ$ никаких превращений не происходит. Начиная от 80° , наблюдаются объемные изменения. От этой температуры вплоть до 170° наблюдается сокращение длины. Это будет так называемое первое превращение. Рентгеновский анализ показал, что в этом районе

температур ($80\text{--}170^\circ$) происходит значительное уменьшение параметра *c* решетки мартенсита. Соотношение параметров решетки (отношение $\frac{c}{a}$) стремится к единице (фиг. 201).

Такой, слегка отпущенный мартенсит, с соотношением осей $\frac{c}{a}$, близким к единице, называется кубическим мартенситом, мартенситом β , или отпущенным мартенситом. Следовательно, первое превращение есть превращение тетрагонального мартенсита в кубический.

Дальнейший нагрев выше 200° ведет к иному превращению, вызывающему расширение стали. Это так называемое второе превращение захватывает интервал температур $200\text{--}300^\circ$. В этом интервале превращается остаточный аустенит (см. также верхнюю кривую на фиг. 201).

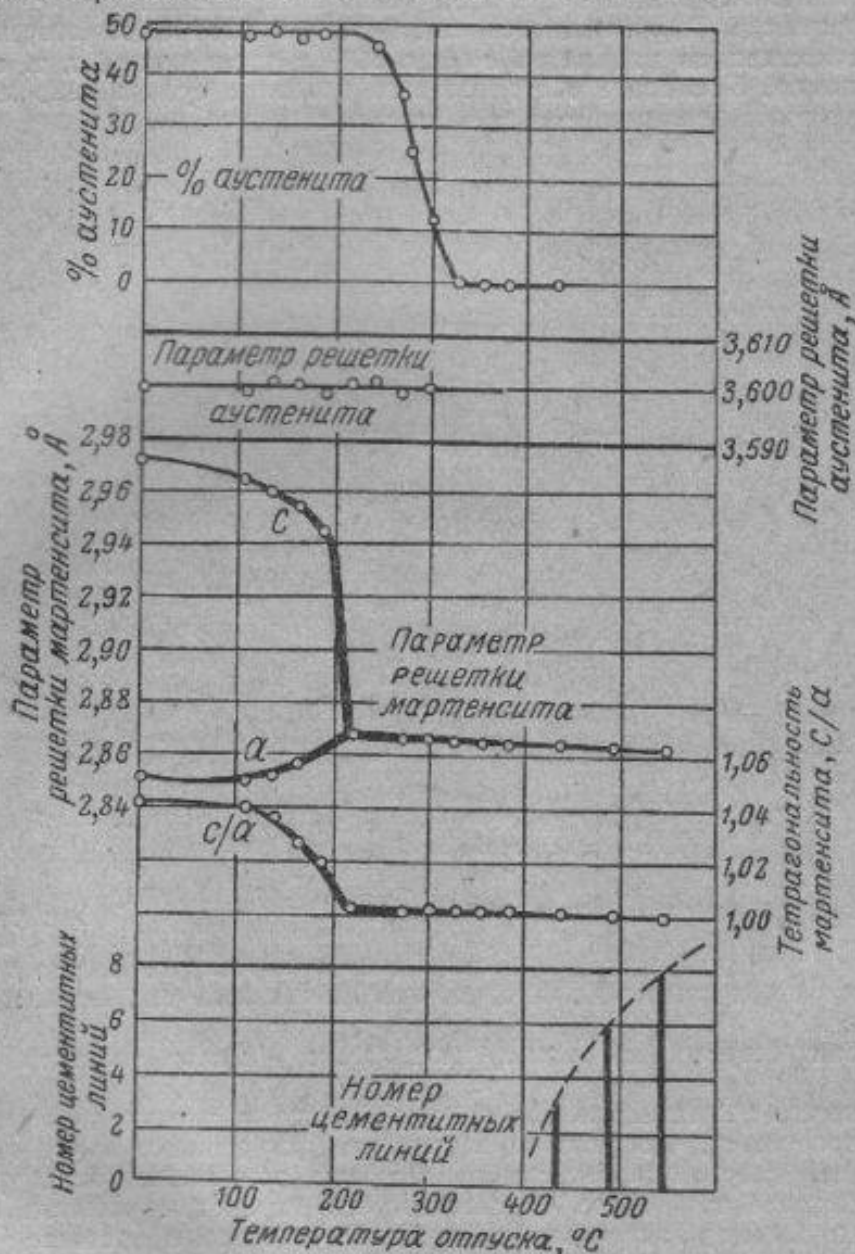
¹ Дилатометр — прибор, при помощи которого изучаются превращения, сопровождающиеся линейными изменениями (dilato — расширяюсь).



Фиг. 200. Дилатометрическая кривая отпуска углеродистой стали.

a — закаленная сталь; *b* — отожженная сталь (Гуляев).

При температурах выше 270° вновь наступает сжатие (третье превращение). При температуре выше 400° появляются на рентгенограммах линии цементита, α -решетка полностью освобождается от углерода, и в результате третьего превращения получается смесь феррита и цементита трооститного типа. Это превращение с заметной скоростью протекает до температур $350-400^{\circ}$, выше которых дилатометрическая кривая уже приближается к горизонтальной линии.



Фиг. 201. Изменения в строении при отпуске закаленной стали (1,0% С, 4,8% Ni).

Непосредственный микроструктурный анализ показывает, что при температурах выше 400° наблюдается лишь укрупнение частиц цементита. При температурах отпуска выше 600° они легко различимы под микроскопом. Однако нагрев до 600° сохраняет игольчатость строения, что является характерным металлографическим признаком структур, полученных из мартенсита.

На фиг. 202 показаны структуры отпущенной стали. При температуре отпуска 350° полученная трооститная структура характеризуется легкой травимостью (фиг. 202,а). Как у троостита отпуска (фиг. 202,а), так и у сорбита отпуска (фиг. 202,б) характерно игольчатое строение, которое они сохранили от исходной мартенситной структуры.

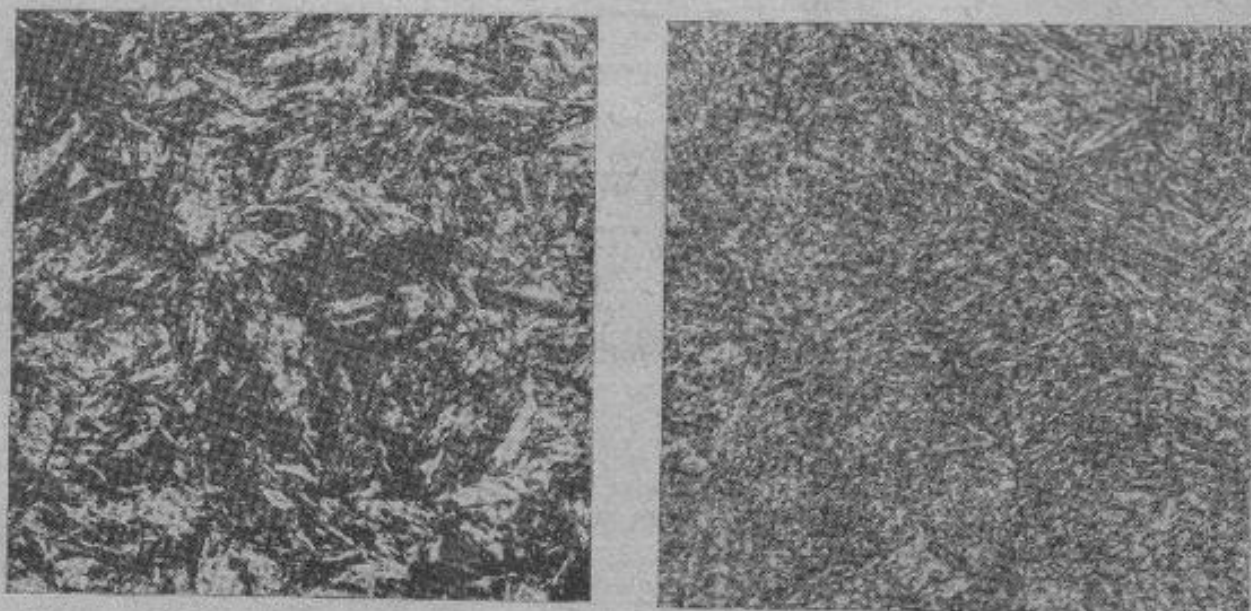
Итак, первое превращение в районе температур 80—170° заключается в переходе тетрагонального мартенсита в кубический.

Второе превращение, протекающее в районе температур 200—270°, заключается в превращении остаточного аустенита.

Третье превращение протекает от 250 до 400°, приводит к образованию троостита. Выше 400°, вплоть до критической точки A_{c1} , происходит коагуляция цементитных частиц.

Рассмотрим несколько подробнее природу этих превращений.

Первое превращение сопровождается сокращением объема, некоторым повышением твердости, сокращением параметра c (фиг. 201) и увеличением a , т. е. устранением тетрагональности¹. Последнее обстоятельство наиболее существенно для выяснения природы мартенсита, отпущенного при низкой температуре.



Фиг. 202. Структура отпущенной стали 0,45% С.
а — троостит; б — сорбит. $\times 500$.

У тетрагонального неотпущенного мартенсита отношение $\frac{c}{a} > 1$ и на рентгенограммах имеем двойную линию 1, 1, 0. У отпущенного мартенсита вместо двойной линии наблюдаем размытую линию 1, 1, 0, и эта размытость тем меньше, чем выше температура отпуска.

Таким образом безусловным экспериментальным фактом является устранение тетрагональности.

Так как параметр решетки (размер c) уменьшается с повышением температуры отпуска, то предполагается, что углерод выделяется из решетки мартенсита в виде карбида. Выделение углерода и ведет к уменьшению тетрагональности.

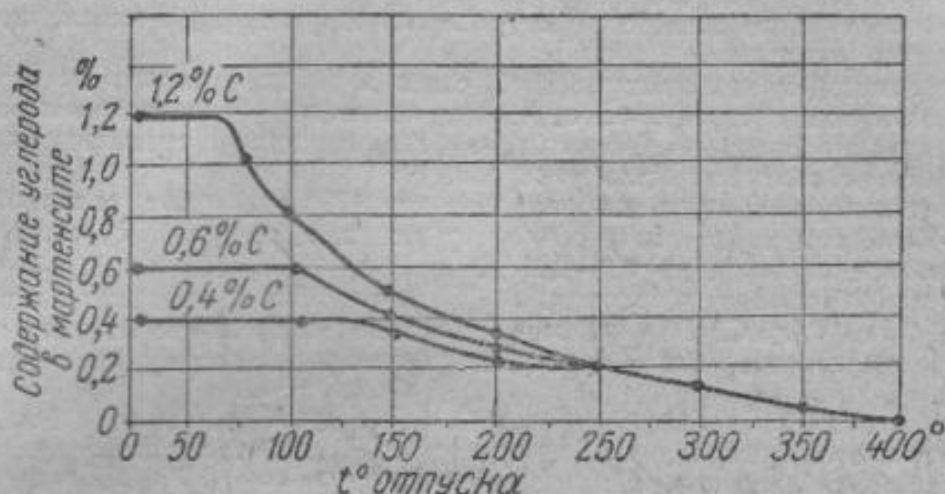
Это предположение тем более обосновано, что параметры решетки мартенсита непосредственно (и только) зависят от содержания углерода в растворе. А отсюда, определив параметры решетки в мартенсите в сталях с содержанием от 1,7 до 0,5—0,6% С непосредственно после резкой закалки и установив зависимость между параметром решетки мартенсита и содержанием углерода в растворе² (см. фиг. 191), можно определить по параметру решетки содержание углерода в отпущенном мартенсите и кинетику выделения углерода из мартенсита при отпуске. В первую очередь удалось обнаружить выделение углерода по изменению параметра кристаллической решетки лишь в высокоуглеродистой стали и при низких температурах отпуска (до обеднения мартенсита до 0,6% С), но затем с усовершенствованием рентгеновской техники эти эксперименты распространили на стали при более высоких температурах отпуска.

¹ Количество остаточного аустенита и параметр решетки аустенита не изменяются, т. е. в районе первого превращения не происходит превращения остаточного аустенита (см. фиг. 201).

² Для содержания меньше 0,5% С путем экстраполяции.

Как видно на фиг. 203, содержание углерода в растворе зависит исключительно от температуры отпуска. Каждой температуре отпуска соответствует определенная концентрация углерода в мартенсите для стали с любым содержанием углерода.

Таким образом в районах первого превращения (80—170°) происходит выделение из раствора углерода и к окончанию превращения, т. е. к 170° в растворе остается около 0,4% С. Окончание первого превращения еще не означает, следовательно, полного выделения углерода из раствора, а отсюда после превращения получается не совершенно кубический мартенсит, как чистое α -железо, а слегка тетрагональный. При этом степень тетрагональности невелика, так как концентрация углерода в мартенсите мала и тем меньше, чем выше температура отпуска.

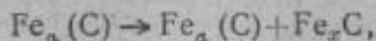


Фиг. 203. Содержание углерода в α -растворе (мартенсите) в зависимости от температуры отпуска (по Курдюмову).

Геометрические построения показывают, что требуется незначительное перемещение железных атомов, упакованных в γ -решетке, для образования элементарной ячейки цементита. Рентгенографические исследования показали, что при первом превращении обнаруживаются интерференционные линии новой фазы, которые нельзя отнести ни к чистому углероду, ни к цементиту. Поэтому более достоверным является предположение, согласно которому из мартенсита выделяется углерод не в свободном виде и не в виде цементита, а в виде неизвестного нам по составу карбида Fe_xC . Этот карбид выделяется в виде пластины толщиной в несколько ангстрем.

Следовательно, в результате первого превращения получается так называемый *отпущенный мартенсит*, который является гетерогенной смесью пересыщенного α -раствора (концентрация углерода около 0,4%) и мельчайших частичек карбида.

Схематически это превращение можно выразить так:



где $Fe_{\alpha}(C)$ — твердый раствор углерода в α -железе, отличающийся (в правой части реакции от левой) меньшим содержанием углерода.

Ниже 80°, как уже указывалось, превращения не происходит. Это, однако, верно лишь при относительно небольших выдержках. При достаточно длительной выдержке и при достаточно точном рентгенографическом (или объемном) измерении даже при комнатной температуре происходят изменения, связанные с сокращением размеров и уменьшением тетрагональности, т. е. при комнатной температуре протекают те же процессы распада тетрагонального мартенсита, что и при температурах выше 100°.

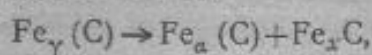
Пользуясь тем же методом измерения параметра решетки, убедились, что за 40-месячную выдержку при комнатной температуре содержание углерода в мартенсите закаленной стали понизилось с 1,35 до 1,02%.

Таким образом изменение в параметре мартенсита при первом превращении происходит вследствие выделения углерода в виде карбида Fe_xC .

В результате второго превращения происходит распад остаточного аустенита.

В процессе превращения из аустенита выделяется углерод (по аналогии с первым превращением в виде карбида Fe_xC), и обедненный углеродом γ -раствор превращается в пересыщенный α -раствор.

Схематически реакция изображается так:



т. е. при втором превращении остаточный аустенит превращается в отпущенный мартенсит.

Процесс образования отпущенного мартенсита из остаточного аустенита — диффузионный процесс, не имеющий ничего общего с обычным мартенситным превращением.

Район температур второго превращения в углеродистой стали 200—270°.

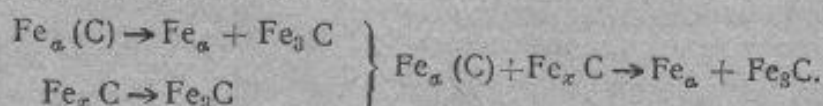
Эта температура не зависит ни от содержания углерода в стали, ни от количества остаточного аустенита.

В углеродистой и низколегированной стали в районе второго превращения продолжается и первое превращение, т. е. выделение из α -раствора углерода. Однако при температурах второго превращения эффект первого превращения незначителен, так как мартенсит содержит мало углерода.

Действительно, как видно на фиг. 203, при 170° мартенсит содержит углерода около 0,3—0,4%, а к концу второго превращения, т. е. при 270°, содержание углерода в α -растворе снизится до 0,2—0,15%.

К окончанию второго превращения (270°) мартенсит содержит, следовательно, в растворе не более 0,2% С. Дальнейшее повышение температуры отпуска ведет к выделению из мартенсита всего углерода (точнее, до содержания его в α -растворе 0,04%).

Неустойчивый карбид Fe_xC превращается в более устойчивый Fe_3C . Другими словами, в третьем превращении завершается распад твердого раствора и происходит карбидное превращение:



При температуре 400° третье превращение заканчивается, и сталь состоит из феррита и цементита. Дальнейшее повышение температуры поведет к коагуляции частиц феррита и цементита, что легко наблюдать по микроструктуре при больших увеличениях.

Напомним, что иглы мартенсита ориентированы преимущественно по плоскостям октаэдра аустенита и размеры их зависят от размеров зерна аустенита.

Все описанные выше процессы превращения происходят внутри мартенситных игл, а поэтому игольчатость строения сохраняется до весьма высоких температур отпуска (см. фиг. 202).

При отпуске выше 400° образуется смесь феррита и цементита; поэтому за этой структурой сохранились те же названия, что и у структур, полученных в результате прямого распада аустенита на феррит и цементит. Сталь, отпущенная при 350—500°, имеет структуру троостита, при 500—600° структуру сорбита. Отличают эти структуры по твердости и различной степени дисперсности цементитных частиц.

Если при превращении аустенита цементит приобретает пластинчатую форму, то при образовании феррито-цементитной смеси из мартенсита, т. е. при отпуске, цементит приобретает зернистую форму. Различная форма цементита в феррито-цементитной смеси определяет и различие в свойствах.

§ 7. Свойства термически обработанной стали

В результате термической обработки существенно изменяются свойства стали.

Механическая прочность металлического сплава определяется следующими механическими свойствами:

1) прочностью (предел прочности, предел упругости, предел текучести, твердость и т. д.), характеризующей сопротивление материала пластической деформации;

2) пластичностью (относительное удлинение, сужение), характеризующей способность материала к пластической деформации.

Оба эти свойства в зависимости от различных факторов термической обработки изменяются в противоположных направлениях, т. е. по-

высшие прочности (например, твердости) обычно ведет к уменьшению пластичности (имеющиеся в отдельных случаях отступления от этого общего правила будут объяснены специально).

В отожженном, нормализованном и отпущенном состоянии ($t_{отп} > 400^\circ$) строение стали состоит из пластичного феррита и включений карбидов (цементита). Феррит, представляющий собой чистейшее, свободное от углерода, железо (содержание углерода в феррите в растворе менее 0,01%), обладает низкой прочностью и высокой пластичностью. В углеродистой стали феррит имеет:

$$\sigma_B \approx 30 \text{ кг/мм}^2; H_B \approx 100; \delta \approx 30\%; \psi \approx 75\%; a_k \approx 25 \text{ кгм/см}^2.$$

Цементит же при нулевом значении удлинения и сужения имеет твердость около 800 H_B , что соответствует пределу прочности около 300 кг/мм^2 . Более высокое значение прочности и меньшая вязкость сплавов с содержанием углерода выше 0,01%, очевидно, объясняются упрочняющим действием на феррит карбидных включений. Поскольку пластической деформации (при том или ином виде нагружения) может подвергаться только феррит (пластичность цементита равна нулю), то упрочняющее действие твердых карбидных включений можно себе представить следующим образом.

При малом числе цементитных включений или тогда, когда они крупного размера, большое количество плоскостей сдвига в феррите является свободным, пластическая деформация развивается относительно беспрепятственно и свойства материала характеризуются невысокой твердостью (см. схему *а*, фиг. 204).

Если таких частиц будет больше, например, если путем термической обработки измельчим частицы цементита (фиг. 204, *б*), то возможные плоскости сдвига окажутся блокированными. Материал приобретает высокое сопротивление пластической деформации, т. е. будет обладать высокой прочностью и малой пластичностью. В результате укрупнения частиц освободятся некоторые плоскости для сдвигов, и материал увеличит свою способность к пластической деформации.

Количество карбидных частиц постоянного размера зависит от содержания углерода в стали (для углеродистой стали прямо пропорционально). В углеродистой стали с 0,35% С приблизительно 5% по весу (и объему) составляет цементит; в стали с 0,7% С содержится 10% цементита и т. д.

Естественно, что с увеличением содержания углерода в стали повышаются значения прочности и понижаются значения пластичности, как это показано для стали в нормализованном состоянии (фиг. 205)¹.

Если представить себе, что нормализованное состояние по размеру частиц упрочняющей фазы соответствует состоянию, изображенному на



Фиг. 204. Схема, иллюстрирующая действие твердых частиц, блокирующих плоскости скольжения.

¹ Для заэвтектоидных сталей при испытании на разрыв происходит преждевременное разрушение вследствие их недостаточной пластичности, поэтому значение σ_B не характеризует для этих сталей ее прочность.

схеме (а, фиг. 204), то после закалки с последующим отпуском в зависимости от его температуры сталь перейдет в состояние б или в.

Таким образом упрочнение создается блокированием плоскостей сдвига в пластичной основе. Чем больше заблокировано плоскостей, тем выше прочность и ниже пластичность.

Количество упрочнителя можно увеличить изменением состава стали (увеличением содержания углерода).

Измельчение упрочняющей фазы путем термической обработки также ведет к уменьшению свободных, неблокированных плоскостей и повышению прочности.

Поэтому повышение температуры отпуска, ведущее к укрупнению цементитных частиц, освобождает определенное число линий для сдвигов и снижает прочность. Такие же явления наблюдаются при снижении скорости охлаждения (при закалке) или повышении температуры изотермического распада.

Таким образом объясняется изменение твердости в отожженной (нормализованной) или отпущенной стали, имеющей структуру феррито-цементитной стали разной дисперсности.

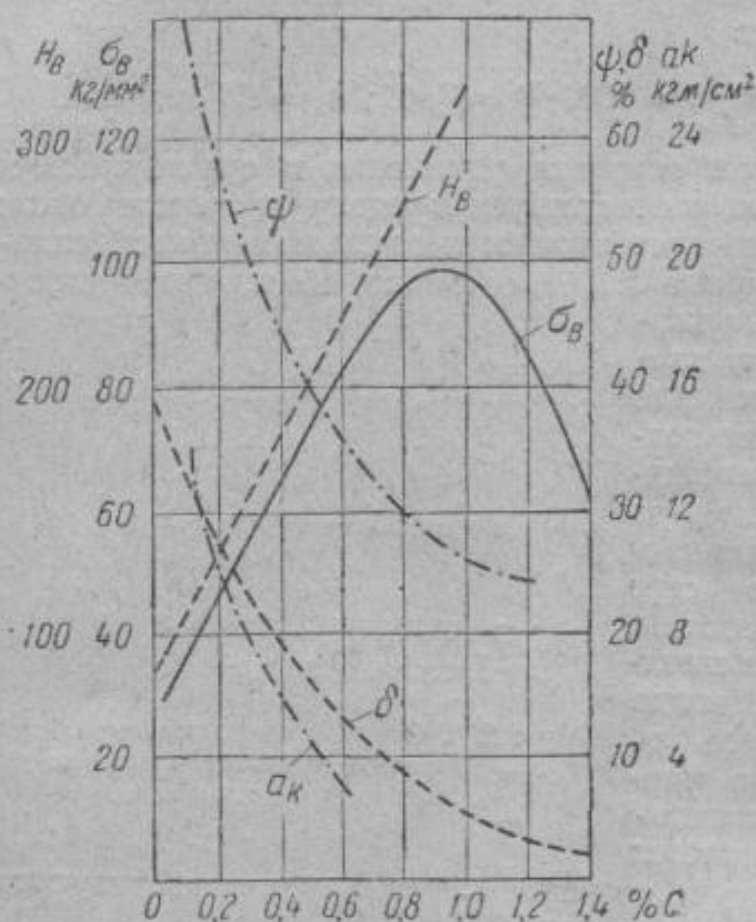
Так нельзя объяснять высокую твердость мартенсита.

Как мы видели, мартенсит является твердым

раствором с сильно искаженной решеткой α -железа. Твердость и искаженность решетки зависят от содержания углерода, и поэтому логично представить себе, что между этими двумя явлениями существует непосредственная связь, вернее — твердость определяется искаженностью решетки.

Упрочнение при этом объясняется следующим образом. Каждая элементарная ячейка, содержащая в растворе углерод, искажена, и направление этого искажения зависит от случайного расположения атома углерода в α -решетке. Другими словами, оси c в решетке мартенсита могут быть направлены в трех различных направлениях.

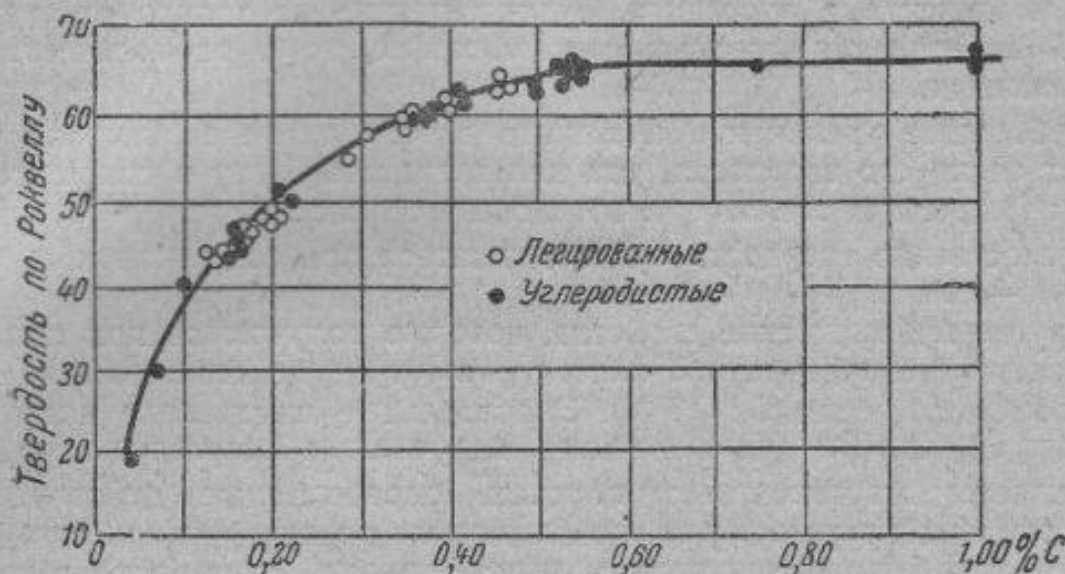
Таким образом вследствие растворения углерода и многочисленных в связи с этим искажений и нарушений правильности кристаллического строения решетки пластическая деформация затрудняется и мартенсит приобретает высокую прочность (твердость) и малую пла-



Фиг. 205. Механические свойства стали в нормализованном состоянии в зависимости от содержания углерода.

стичность. Поэтому высокая твердость пересыщенных твердых растворов внедрения (мартенсита) объясняется тем, что элементарные кристаллические ячейки искажены ($\frac{c}{a} > 1$) и неодинаково ориентированы, вследствие чего пластическая деформация затруднена и образованию сдвигов в мартенсите (перемещению одной части кристалла относительно другой) препятствует громадное внутрикристаллическое трение.

Поэтому высокая твердость тетрагонального мартенсита объясняется именно его тетрагональностью — искажением α -решетки вследствие насильственного растворения углерода. Высокая твердость кубического (отпущенного) мартенсита объясняется наличием дисперсных частиц



Фиг. 206. Наибольшая твердость закаленной стали в зависимости от содержания в ней углерода.

карбида, упрочняющих почти не искаженную α -решетку, подобно тому, как цементит упрочняет троостит.

Один вид упрочнения, обуславливающий высокую твердость тетрагонального мартенсита, при превращении тетрагонального мартенсита в кубический заменяется другим видом упрочнения.

Интересно, что последний вид упрочнения не менее эффективно влияет на твердость, чем первый, но не так резко снижает пластичность. А поэтому превращение тетрагонального мартенсита в кубический, не сопровождаясь существенными изменениями твердости, ведет к заметному повышению пластичности.

Аустенит также является твердым раствором углерода в железе, но влияние растворенного углерода во много раз меньше, чем в мартенсите. Дело в том, что при растворении углерода в γ -железе правильность кристаллической решетки не нарушается, отношение осей кубической гранецентрированной решетки не изменяется, а поэтому с увеличением углерода в γ -растворе твердость аустенита повышается незначительно.

Превращение аустенита в мартенсит, т. е. раствора углерода в γ -железе в раствор углерода в α -железе, вызывает резкое увеличение твердости.

Углерод, увеличивая искаженность тетрагональной решетки мартенсита, увеличивает и его твердость (фиг. 206).

Поэтому твердость мартенсита не есть определенная величина, а зависит в первую очередь от содержания в мартенсите (в стали) угле-

рода. Мартенсит в стали, содержащей 0,1% С, имеет меньше 40 R_c . При 0,6% С твердость мартенсита достигает максимального значения (65 R_c), и при дальнейшем увеличении содержания углерода твердость мартенсита не увеличивается.

Легирующие элементы не увеличивают твердости мартенсита, как это видно на фиг. 206, где белые кружочки относятся к легированным сталям, а черные — к углеродистым. Легирующие элементы могут даже снизить твердость закаленной стали вследствие увеличения содержания остаточного аустенита.

Наличие остаточного аустенита снижает твердость закаленной на мартенсит стали, т. е. твердость, получаемая сталью после закалки смеси мартенсита и аустенита, будет зависеть не только от твердости каждой из этих структурных составляющих, но и от количественного их отношения.

Небольшое увеличение аустенита в мартенсите не должно сильно отразиться на его твердости, так как твердость будет в основном определяться жестким скелетом мартенситных пластин.

Существенно твердость будет снижаться при содержании аустенита сверх 20—30%.

Другие механические свойства, которые получаются при испытании мартенситной структуры, не характеризуют ее действительных свойств (в особенности, если $C > 0,3\%$). Значительные внутренние напряжения в испытуемых образцах искажают получаемые результаты.

Размеры мартенситных пластин, определяемые действительным размером аустенитного зерна, не влияют на величину твердости, но чем крупнее мартенситные иглы, тем ниже вязкость, о чем уже говорилось выше (см. фиг. 170).

Из других свойств мартенсита, кроме механических, укажем на его большой удельный объем, значительно больший, чем удельный объем других структур. Это объясняется искаженностью решетки. Углерод увеличивает удельный объем мартенсита значительно больше, чем аустенита.

Если удельный объем мартенсита больше удельного объема перлита и аустенита (аустенитная структура — самая плотная, так как имеет γ -решетку), то объем закаленной стали не только больше объема аустенита, но и больше объема стали в исходном отожженном состоянии. Это обстоятельство имеет большое значение для термообработки, так как вызывает коробление, внутренние напряжения, трещины и т. д.

Электросопротивление мартенсита примерно такое же, как и у аустенита, и значительно больше, чем у перлита. Мартенсит имеет большую коэрцитивную силу и меньшую магнитную проницаемость, чем перлит. Магнитные свойства очень сильно зависят от содержания остаточного аустенита, немагнитной структурной составляющей.

Следует отметить, что чем больше в стали (в мартенсите) углерода, тем больше закаленная сталь по своим свойствам отличается от отожженной.

Как указывалось выше, снижение температуры изотермического распада аустенита приводит к увеличению дисперсности ферритоцементитных частиц и к повышению вследствие этого твердости. Следовательно, перлит, т. е. продукт превращения аустенита при 650—700°, имеет меньшую твердость, чем сорбит, получающийся в результате распада аустенита при 600—650°, и т. д.

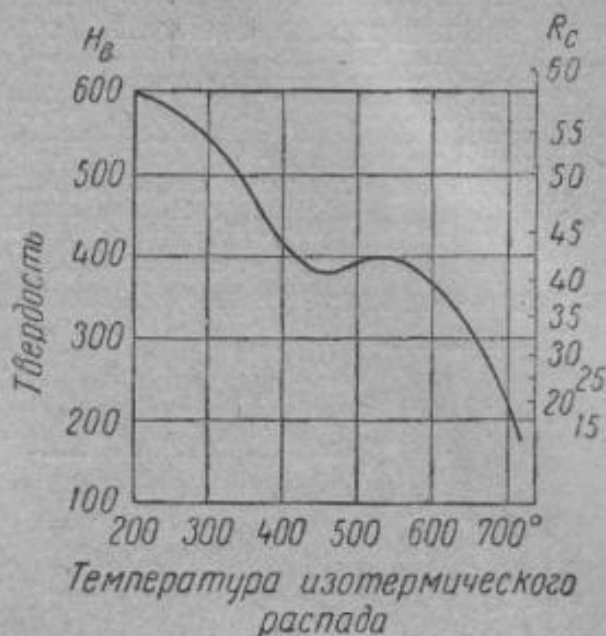
Твердость различных структур эвтектоидной углеродистой стали (0,89% С) в зависимости от температуры их образования показана на фиг. 207.

По мере снижения температуры распада аустенита интенсивно повышается твердость при переходе от перлита к трооститу (пластинчатые структуры). Твердость бэйнита (игольчатая структура) повышается менее резко по мере снижения температуры распада, а переход от пластинчатых структур к игольчатым сопровождается даже снижением (или задержкой в повышении) твердости. Это явление обнаружено на многих марках сталей.

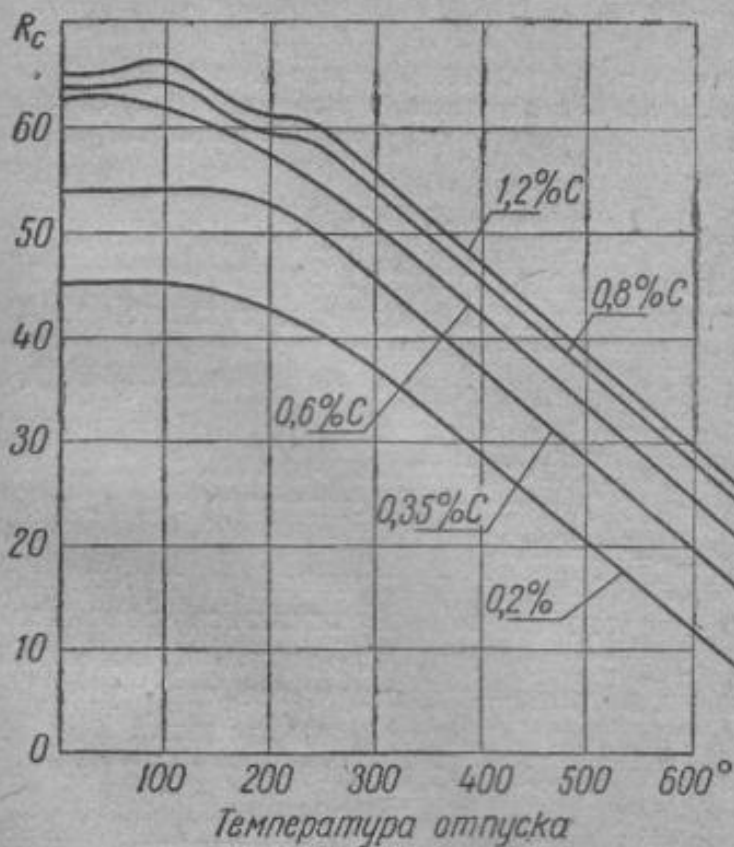
Отпуск является заключительной операцией термической обработки, придающей стальному изделию окончательные свойства, поэтому остановимся подробнее на свойствах отпущенных сталей. Изменение твердости сталей с разным содержанием углерода в зависимости от температуры отпуска показано на фиг. 208.

Изменение твердости при отпуске является следствием изменений в строении, происходящих при отпуске. Нагрев до 100° сопровождается

слабым повышением твердости вследствие превращения тетрагонального мартенсита в кубический. При росте твердости тем больше, чем больше в стали (в мартенсите) углерода. Для стали, содержащей 1% С, прирост твердости равен 1—2 единицам Роквелла. С дальнейшим повышением температуры отпуска твердость падает вследствие укрупнения карбидных частиц и обеднения углеродом α -твердого раствора. Прямой зависимости падения твердости от температуры нарушается в районе 200—250°, т. е. при превращении остаточного аустенита. При этих температурах падение твердости замедляется, а в высокоуглеродистых сталях наблюдается даже некоторое по-



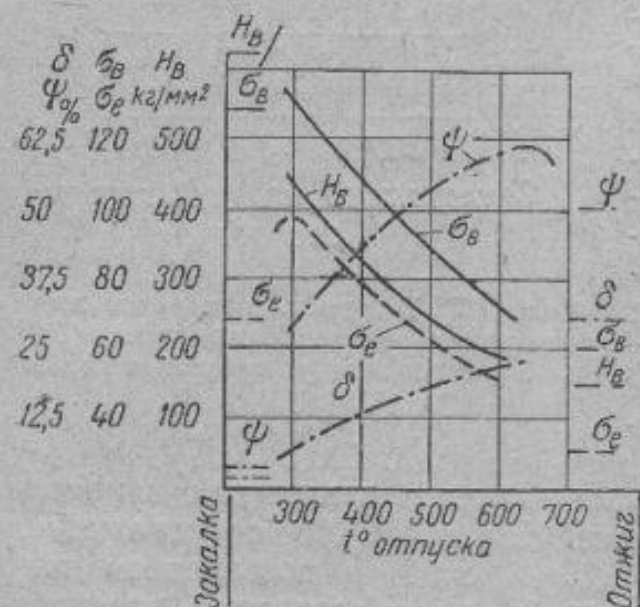
Фиг. 207. Твердость продуктов изотермического распада аустенита (Бэйн). Эвтектоидная углеродистая сталь.



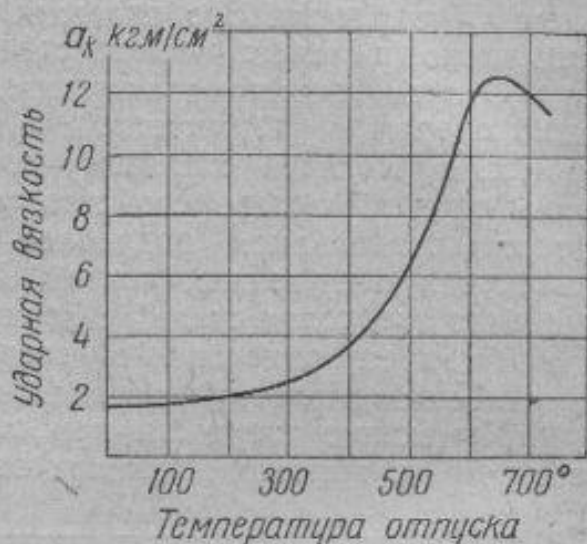
Фиг. 208. Твердость в зависимости от температуры отпуска. Углеродистые стали с разным содержанием углерода (Курдюмов).

вышение вследствие превращения остаточного аустенита в более твердый кубический мартенсит.

Механические свойства (статические характеристики) изменяются более сложно, как это видно на фиг. 209. При этом даже в среднеуглеродистой стали (0,4% С), у которой отсутствует ясно выраженная тетрагональность и нет остаточного аустенита (остаточного аустенита в закаленном состоянии не более 3%), характеристики механических свойств не монотонно изменяются с изменением температуры отпуска. На фиг. 209 черточки на левой стороне показывают свойства в закаленном (неотпущенном) состоянии, а справа — свойства в отожженном состоянии.



Фиг. 209. Изменение механических свойств зависимости от температуры отпуска стали 40 (по Кашенко и Минкевичу).



Фиг. 210. Ударная вязкость углеродистой стали 40 в зависимости от температуры отпуска (испытание на ударный изгиб).

Отпуск при температуре 300° ведет к повышению определяемого значения предела прочности и предела упругости. Эти характеристики вследствие напряженного состояния стали при отпуске с низкой температурой получаются при испытании пониженными.

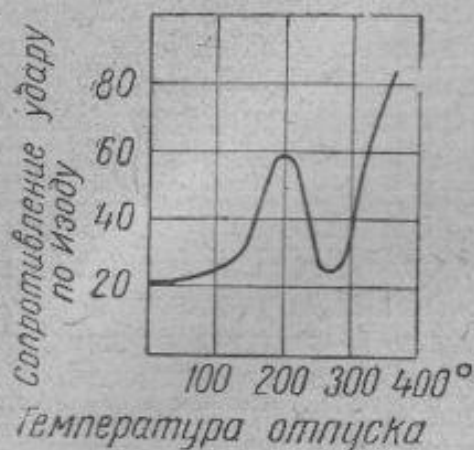
Показатели пластичности (ψ) увеличиваются с повышением температуры при отпуске. Наибольшая пластичность (ψ) соответствует отпуску при 600—650°, когда весь комплекс механических свойств стали выше, чем у отожженной стали. Отпуск при температуре выше 600° уже не ведет к повышению пластичности.

Более высокие механические свойства закаленной и высокоотпущенной стали, по сравнению с отожженной, объясняются различным строением сорбита (перлита) отпуска и сорбита закалки, имеющих в первом случае зернистое, а во втором — пластинчатое строение. Подробнее об этом различии в свойствах будет сказано дальше.

Ударная вязкость стали в зависимости от температуры отпуска изменяется следующим образом. У закаленной углеродистой стали при обычном испытании на ударный изгиб твердость сохраняется низкой вплоть до температуры отпуска 400°, после чего начинается интенсивное повышение ударной вязкости; максимум ее достигается при температуре отпуска 600° (фиг. 210).

Ударное скручивание является наиболее действенным методом испытания вязкости высокоуглеродистой стали. В интервалах отпуска 20—400° при испытании на ударный изгиб не обнаруживается существенных изменений в вязкости, тогда как испытание на ударное скручивание показывает резкое повышение вязкости при отпуске до 200°, затем снижение вязкости в интервале 200—270° и новый подъем вязкости при отпуске выше 300° (фиг. 211).

Сопоставление этих температур с температурными интервалами первого, второго и третьего превращений при отпуске наводит на мысль, что начальное повышение вязкости является следствием первого превращения (устранения тетрагональности). Снижение вязкости при



Фиг. 211. Ударная вязкость углеродистой стали с 0,9% С в зависимости от температуры отпуска (испытание на ударное кручение) (Люрсен и Грин).



Фиг. 212. Схема, показывающая изменение свойств в зависимости от продолжительности отпуска. Температура отпуска $t_1 < t_2 < t_3$.

200—270° происходит вследствие распада остаточного аустенита (второе превращение). Наконец, дальнейшее повышение твердости объясняется третьим превращением и коагуляцией цементитных частиц. Несомненно, существенную роль в повышении вязкости играет уменьшение внутренних напряжений с повышением температуры отпуска.

Однако, если в углеродистой стали колебания в ударной вязкости обнаруживаются только при специально поставленных (нестандартных) испытаниях или при испытании при температурах ниже 0°, то во многих легированных сталях обычные испытания на ударный изгиб обнаруживают эти же закономерности, о чем подробнее будет сказано ниже.

В отличие от некоторых легированных сталей механические свойства углеродистых (и многих других) сталей не зависят от скорости охлаждения после нагрева до температуры отпуска. Свойства стали после отпуска зависят только от температуры и продолжительности отпуска.

Выше мы рассматривали изменения свойств стали в зависимости от температуры отпуска. Температура отпуска — наиболее существенный фактор, влияющий на свойства отпущенной стали. Так как при отпуске протекают диффузионные процессы, то выдержка на той или иной стадии способствует превращениям, происходящим при данных температурах.

Следует иметь в виду, что изменение любого свойства в зависимости от продолжительности отпуска идет по затухающей кривой (фиг. 212), т. е. начальный период характеризуется наибольшим изме-

нением свойств, а затем кривая изменения свойств затухает. Чем выше температура отпуска, тем интенсивнее происходит начальное изменение свойств и тем более устойчивыми получаются свойства, т. е. кривая свойств в конечном итоге приближается к горизонтальной прямой при отпуске при высокой температуре.

Поэтому, выбирая продолжительность отпуска, следует принять во избежание пестроты получаемых результатов такую длительность, при которой кривая свойств переходила бы приблизительно в горизонтальную прямую.

Для высоких температур отпуска (300—400° и выше) эта выдержка обычно составляет 0,5—1 час, для низких (ниже 100—150°) приходится применять длительные многочасовые выдержки. Длительный отпуск при низких температурах часто называют старением.

Если сравнивать механические и физические свойства продуктов распада аустенита и продуктов закалки и отпуска (при продолжительности отпуска, равной времени полного распада аустенита при данной температуре), то в ряде свойств мы будем иметь близкое или даже полное совпадение, а в ряде свойств — существенное различие.

Совпадающими окажутся свойства, зависящие от дисперсности частиц (удельный вес, коэрцитивная сила, твердость, предел прочности, коррозионная устойчивость). Можно предположить, что размер частиц карбидов, выделяющихся из γ -раствора (из аустенита) и из α -раствора (из мартенсита), при одинаковой температуре процесса будет одинаковым. Поэтому и свойства, зависящие только от размеров этих частиц будут совпадать.

Для тех свойств, где имеет значение форма структурных составляющих (не только их размер), свойства продуктов непосредственной закалки и продуктов закалки и отпуска существенно отличаются. К таким свойствам прежде всего относится ударная вязкость.

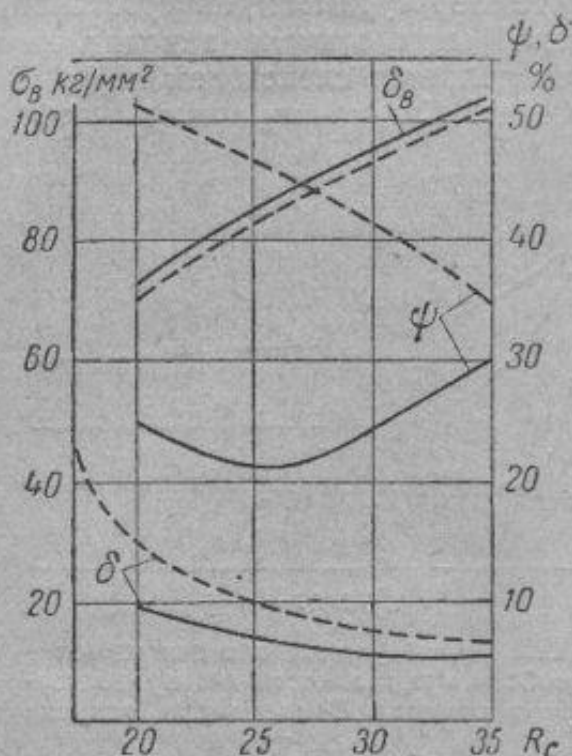
Для тех свойств, где имеет значение форма структурных составляющих (не только их размер), свойства продуктов непосредственной закалки и продуктов закалки и отпуска существенно отличаются. К таким свойствам прежде всего относится ударная вязкость.

При непосредственном распаде аустенита (при $t > 400^\circ$) получают пластинчатые продукты превращения, т. е. цементит имеет форму пластинок.

Цементит, выделившийся из мартенсита, приобретает форму зернышек, которые выделяются внутри α -фазы (внутри иглы мартенсита).

Если сравнивать (фиг. 213) механические свойства продуктов распада аустенита и продуктов закалки и отпуска, обработанных на одинаковую твердость, то окажется, что:

а) предел прочности для обоих случаев будет одинаковым;



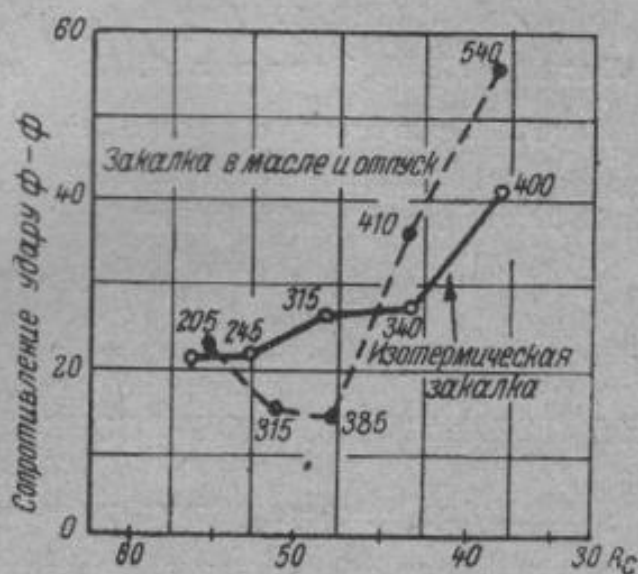
Фиг. 213. Механические свойства продуктов закалки и отпуска и непосредственно закалки при разной твердости. Сталь 0,8% С (Бэйн).

— закалка (пластинчатая структура);
 - - - закалка и отпуск (зернистая структура).

б) относительное удлинение и в особенности сужение у зернистой структуры (продуктов отпуска) будет выше;

в) сопротивление удару при невысокой твердости ($R_c < 40$) будет выше у зернистой структуры; при высокой твердости ($R_c > 40$), что соответствует превращению при изотермическом распаде в бейнит, ударная вязкость продуктов изотермического распада аустенита существенно выше.

Сравнение механических характеристик, получаемых при статическом испытании на разрыв для углеродистой стали (0,8% С), обработанных путем их полного изотермического распада (сплошные линии)



Фиг. 214. Ударная вязкость продуктов изотермического распада аустенита и закалки + отпуск. Сталь 3240 (Пайсон и Ходап).

или путем закалки и отпуска (пунктирные линии) на одинаковую твердость, показаны на фиг. 213.

Ударная вязкость в зависимости от твердости и методов термической обработки показана на фиг. 214 (данные относятся к хромоникелевой стали состава 0,41% С, 0,48% Мп, 1,6% Ni, 1,05% Cr).

У отпущенной стали (пунктирная линия) отмечается провал вязкости в зоне отпуска при температуре второго превращения¹ при отпуске на твердость 45—50 R_c , тогда как при изотермическом превращении (сплошная линия) снижения вязкости не наблюдается. Поэтому при отпуске на $R_c = 45—50$ у отпущенной стали вязкость получается ниже, чем у стали с бейнитной структурой, обработанной на эту твердость путем непосредственного распада аустенита.

Повидимому, при изотермическом превращении аустенита при низких температурах в районе образования игольчатых структур (бейнита), когда твердость составляет около 50 R_c , несмотря на продолжительную выдержку, остается нераспавшийся аустенит, который создает высокое значение ударной вязкости при высокой твердости. При отпуске на эту твердость температура отпуска как раз лежит в районе превращения остаточного аустенита; превращение остаточного аустенита ухудшает сопротивление удару.

¹ Цифры над точками показывают температуру отпуска или температуру изотермического распада.

При отпуске на твердость ниже $40 R_c$ зернистые продукты закали и отпуска имеют, как видно на фиг. 214, большую ударную вязкость, чем пластинчатые продукты непосредственного распада аустенита. Из приведенных данных можно сделать следующие выводы.

Для получения высоких механических свойств (сочетание высокой вязкости и прочности) следует применять при обработке на:

- а) высокую прочность ($R_c > 40$) изотермическую закалку на бэйнит («аустемперинг»);
- б) меньшую прочность ($R_c < 40$) закалку с отпуском при высокой температуре («улучшение») ¹.

ЛИТЕРАТУРА

Гуляев А. П., Лахтин Ю. М., Тарусин А. И., Термическая обработка стали, Машгиз, 1946.

Конторович И. Е., Термическая обработка стали и чугуна, Металлургия, 1945.

Минкевич Н. А., Курс термической обработки стали и чугуна, ОНТИ, 1935.

Штейнберг С. С., Основы термической обработки стали, Металлургия, 1945.

ГЛАВА XI

ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

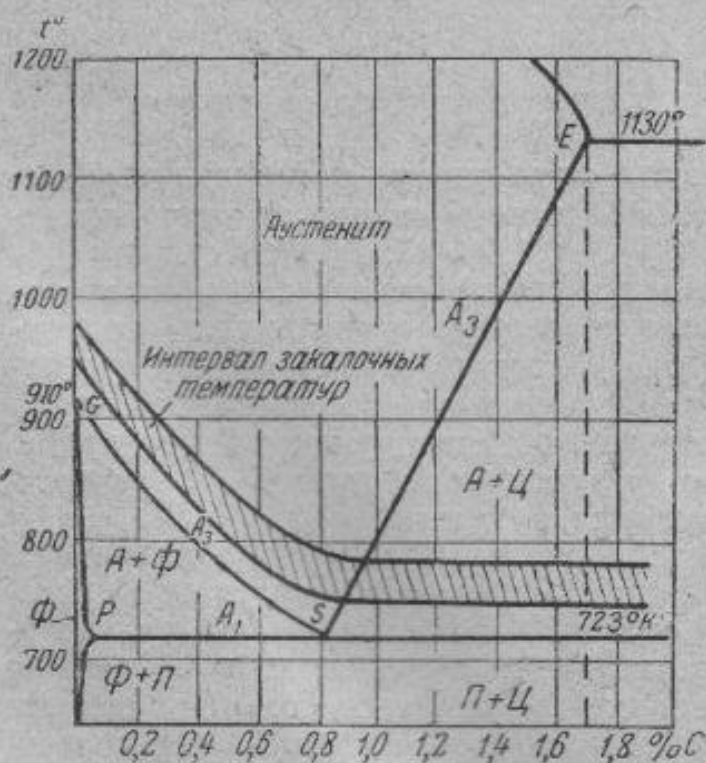
§ 1. Выбор температуры закали

Температура закали для большинства марок сталей определяется положением критических точек A_1 и A_3 .

Для углеродистых сталей температуру закали можно до известной степени определить диаграммой железо-углерод (фиг. 215). Обычно для доэвтектоидной стали ее берут на $30-50^\circ$ выше A_{c_3} , а для заэвтектоидной стали на такое же число градусов выше A_{c_1} .

Нагрев доэвтектоидной стали выше A_{c_1} , но ниже A_{c_3} , сохраняет в закаленной стали наряду с мартенситом феррит (фиг. 216), который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства после отпуска.

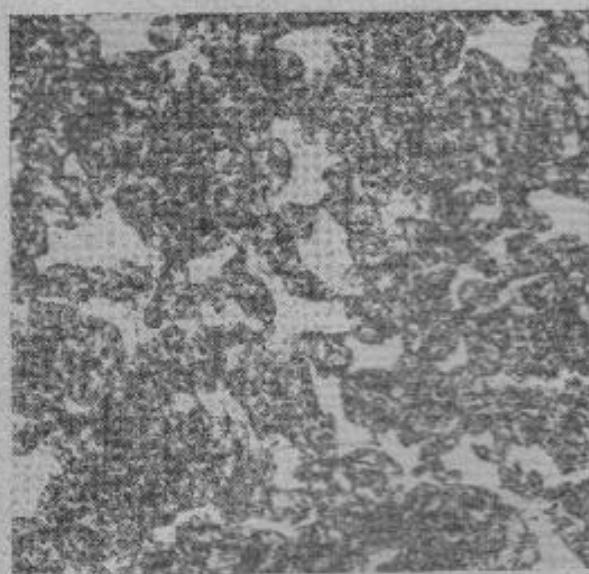
Такой нагрев под закали не следует применять.



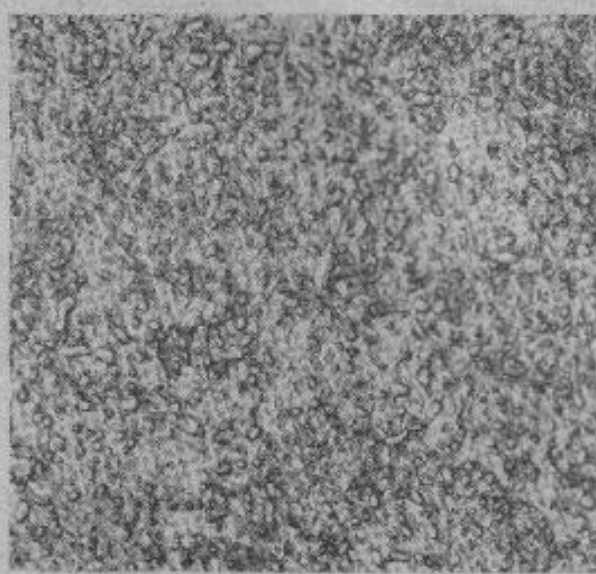
Фиг. 215. Оптимальный интервал закалочных температур углеродистых сталей.

¹ Как показали последние исследования В. Д. Садовского, эти положения не могут быть распространены на все типы сталей.

Для заэвтектоидных сталей, наоборот, оптимальная температура закалки лежит в интервале между A_{c1} и A_{c3} . Наличие в структуре

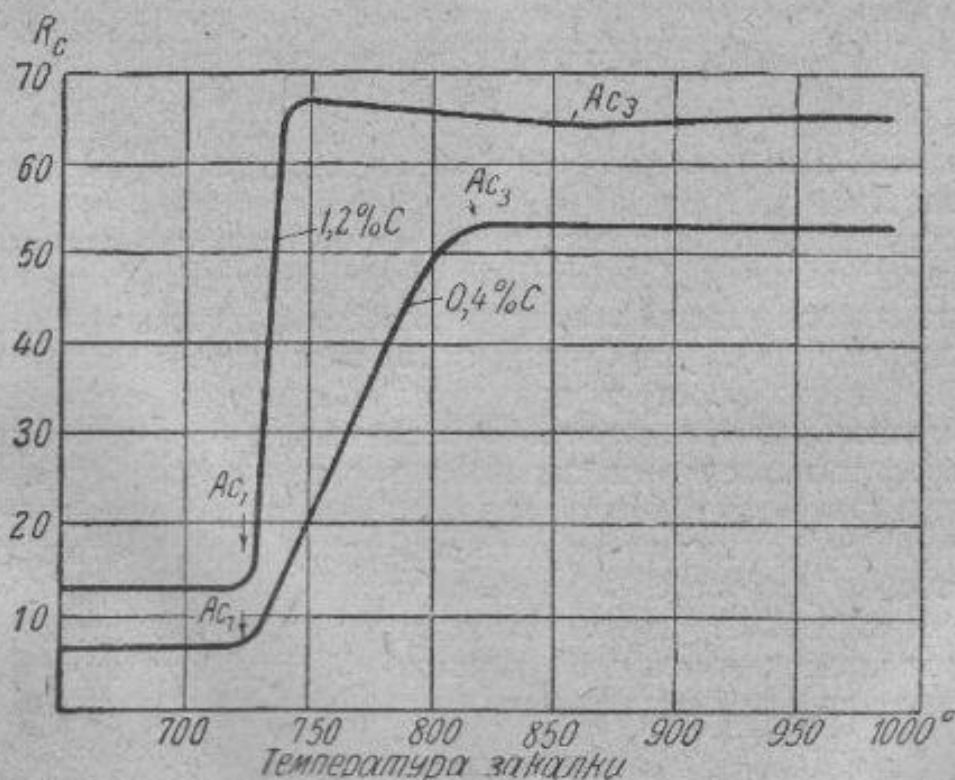


Фиг. 216. Структура не полностью закаленной доэвтектоидной стали — нагрев выше A_{c1} и ниже A_{c3} (мартенсит + феррит). $\times 500$.



Фиг. 217. Структура закаленной заэвтектоидной стали. Нагрев выше A_{c1} и ниже A_{c3} (мартенсит + цементит). $\times 500$.

закаленной стали избыточного цементита (фиг. 217) полезно во многих отношениях. Например, включение избыточного цементита повышает



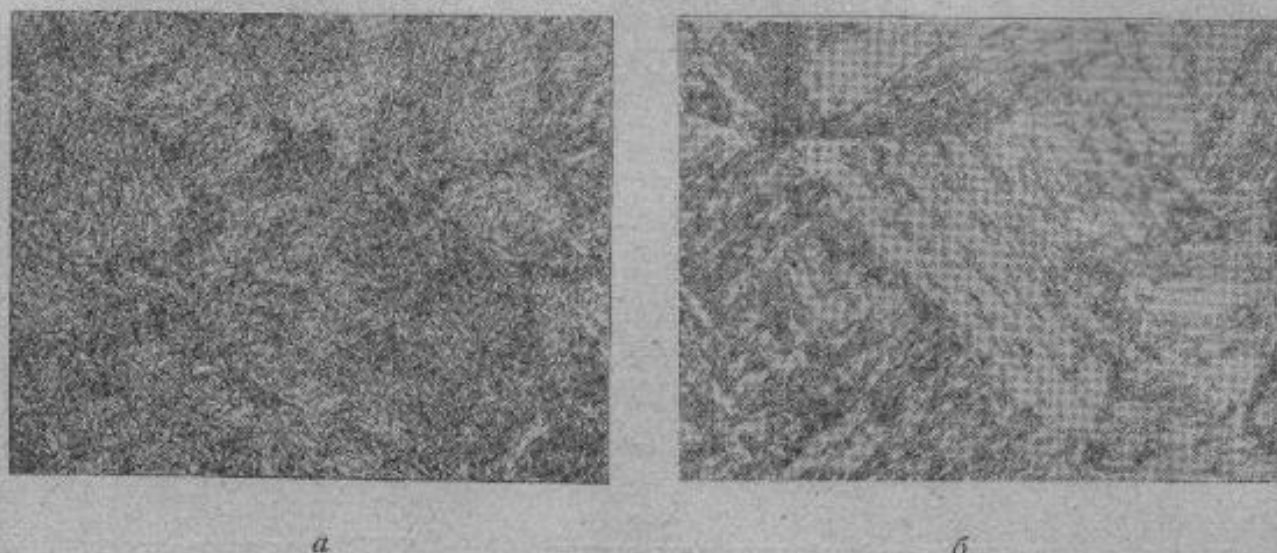
Фиг. 218. Влияние температуры закалки на твердость до- и заэвтектоидной углеродистой стали.

износоустойчивость стали. Нагрев же выше A_{c3} опасен и не нужен, так как он не повышает твердости, — наоборот, твердость даже несколько падает вследствие растворения избыточного цементита и увеличения

остаточного аустенита. При этом растет зерно аустенита, увеличивается возможность возникновения больших закалочных напряжений, интенсивнее обезуглероживается сталь с поверхности и т. д.

Твердость в зависимости от температуры закалки для доэвтектоидной и заэвтектоидной сталей показана на фиг. 218.

Таким образом оптимальными температурами нагрева для доэвтектоидной стали является температура $A_{c_3} + 30 - 50^\circ$ и для заэвтектоидной стали $A_{c_1} + 30 - 50^\circ$. Если для большинства случаев для заэвтектоидной стали превышение этих оптимальных температур в силу отмеченных



Фиг. 219. Структура мелкоигольчатого мартенсита, полученного после закалки от нормальных температур (а) и крупноигольчатого, полученного в результате перегрева при закалке (б), $\times 500$.

причин недопустимо, то для доэвтектоидной стали в ряде случаев применяется «высокая закалка», т. е. закалка от температур, значительно превышающих A_{c_3} .

Действительно, у наследственно мелкозернистой стали значительный перегрев выше A_{c_3} не вызовет роста зерна, но зато этим можно достигнуть гомогенизации твердого раствора (а отсюда повышения механических свойств), углубления закалки и других желательных последствий. Однако перегрев при закалке допустим лишь для наследственно мелкозернистых сталей. В наследственно крупнозернистой стали перегрев вызывает рост зерна, а в связи с этим ухудшение вязкости, увеличение внутренних напряжений и т. д.

Повышение температуры закалки и вызванный этим рост зерна аустенита обнаруживается в первую очередь в получении более грубой и крупноигольчатой структуры мартенсита (ср. а и б фиг. 219) или грубого крупнокристаллического излома. Следствием такого строения является низкая вязкость.

§ 2. Скорость нагрева

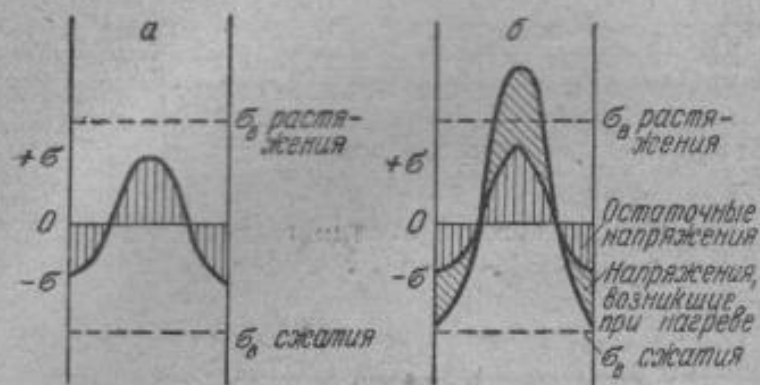
Ускоренный нагрев увеличивает производительность термических цехов и уменьшает стоимость термической обработки и поэтому при всех термических операциях следует стремиться ускорять нагрев.

Следует различать скорость нагрева, допускаемую для данного изделия и материала, и скорость нагрева, технически возможную в данном агрегате.

Имеются разные способы ускорения нагрева. В расплавленном свинце или соли (т. е. в жидких средах) металл нагревается быстрее, чем в печах с газовой атмосферой. Равномерный всесторонний обогрев детали способствует ее более быстрому нагреву. Однако, если при нагреве поверхность изделия очень скоро достигает температуры окружающей среды, то дальнейший прогрев детали внутрь будет зависеть от ее сечения и от теплопроводности стали.

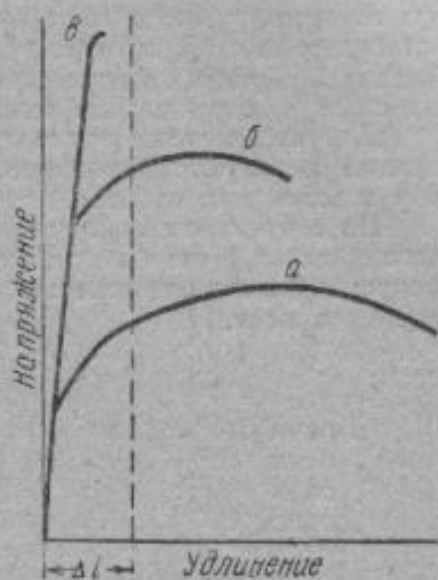
Предположим (теоретически), что поверхность изделия мгновенно приняла температуру среды. Это, очевидно, будет теоретически максимальная скорость нагрева, не осуществимая при внешнем источнике тепла. Можно ли с безопасностью для целостности изделия допустить такой предельно быстрый или приближающийся к нему по скорости нагрев?

При нагреве в печи тепловой поток распространяется от поверхности к центру, поэтому в каждый момент в процессе нагрева поверхность нагрета больше, чем сердцевина. Поверхностные слои, расширяясь, испытывают напряжение сжатия (так как



Фиг. 220. Эпюры напряжений, возникающих при нагреве.

a—без остаточных напряжений; *б*—с остаточными напряжениями.



Фиг. 221. Схема возникновения внутренних напряжений вследствие деформации Δl у материалов различной пластичности.

их расширению препятствует более холодная сердцевина), тогда как внутренние слои испытывают напряжения растяжения от стремящейся расшириться поверхности (фиг. 220).

Очевидно, что эти напряжения будут тем больше, чем больше разница между температурой поверхности и центра, т. е. чем интенсивнее нагревается поверхность и чем меньше теплопроводность материала.

Кроме того, величина напряжения зависит от свойств материала—его коэффициента линейного расширения, модуля нормальной упругости и геометрических размеров заготовки.

Допускаемая скорость нагрева и неизбежно возникающие вследствие неравномерности нагрева напряжения не должны вызвать деформации, превосходящей деформацию при σ_B , так как это поведет к разрушению изделия (трещины).

На схеме, приведенной на фиг. 221, видно, что различное расширение отдельных слоев сечения, вызывающее деформацию, равную Δl для хрупкого материала (кривая *б*), превзойдет деформацию при разрыве и поведет к образованию трещины, тогда как у пластичного материала (кривая *а* и *б*) компенсируется пластической деформацией.

Опасность возникновения трещины при значительной разнице в температурах тем больше, чем менее пластичен материал. У мягких материалов, обладающих большой пластичностью, напряжения не вызывают разрушений (трещин). У твердых (малопластичных) материалов разрушение возможно, но лишь тогда, когда температура в напряженных сечениях невысока и материал под действием температуры не приобрел пластичности.

Практически установлено, что при внешнем источнике тепла—нагреве при любой скорости (нагрев от электрического тока исключаем) в стали не получается таких напряжений, которые могли бы повести к местным разрушениям (трещинам). Однако это положение справедливо только для исходного состояния металла, когда он не находится в напряженном состоянии.

Предположим, что перед нагревом металл был в напряженном состоянии. Поверхность имела сжимающие остаточные напряжения, а сердцевина — растягивающие. Возникающие при нагреве напряжения будут складываться с имеющимся остаточным напряжением. Эти термические напряжения нагрева хотя и невелики по абсолютному значению, но в сумме с остаточными напряжениями могут дать суммарные напряжения, превосходящие $\sigma_{Д}$ материала ($\sigma_{ост} + \sigma_{нагр} > \sigma_{Д}$). На фиг. 220, б показана эпюра напряжений, когда в центре возникают напряжения растяжения, превосходящие предел прочности материала, что должно повести к образованию внутренних трещин. Практически доказано, что малоуглеродистую сталь можно нагревать с любой скоростью независимо от того, в каком состоянии она находилась перед нагревом. Замедлять скорость нагрева следует лишь при нагреве ковanej или литой неотожженной высокоуглеродистой или легированной стали.

Для того или иного вида термообработки требуется не только нагреть на заданную температуру, но и выдерживать металл, что необходимо для окончания структурных превращений (растворения цементита, гомогенизации аустенита при нагреве под закалку). Продолжительность этой выдержки зависит от структурного состояния стали и, очевидно, не зависит от способа нагрева и сечения.

Для определения времени нагрева (нагрев на заданную температуру + время выдержки) пользуются эмпирическими формулами или практическими данными по нагреву аналогичных изделий.

По американским нормам время нагрева под закалку (отжиг, нормализацию) в газовых печах 1 час на каждые 25 мм толщины или диаметра. Однако эти нормы предусматривают слишком медленный нагрев и слишком большое время пребывания изделия в печи.

Можно рекомендовать более ускоренный нагрев для цилиндрических заготовок:

в печи 600°	1 мин. на каждый миллиметр диаметра
„ печи 800°	0,5 мин. „ „ „ „
„ соли 800°	0,25 мин. „ „ „ „
„ свинце 800°	0,1 мин. „ „ „ „

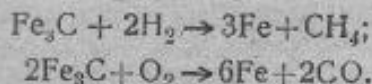
При нагреве заготовок квадратного сечения это время должно быть увеличено в 1½, а при нагреве пластин — в 2 раза.

§ 3. Химическое действие нагревающей среды

При высокой температуре происходит химическое взаимодействие поверхности металла с окружающей средой, причем особое значение имеют два процесса:

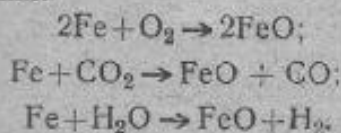
- 1) обезуглероживание стали, связанное с выгоранием углерода в поверхностных слоях ($C + O_2 \rightarrow CO_2$);
- 2) окисление стали, ведущее к образованию на поверхности окалина, окислов железа ($Fe + O \rightarrow FeO$).

Основными реакциями обезуглероживания при воздействии на металл водорода и кислорода являются:



При обратном течении реакции (справа налево) было бы науглероживание. Иными словами, водород и кислород являются обезуглероживающими газами, тогда как метан и окись углерода — науглероживающими (цементирующими) газами.

Основные реакции окисления:



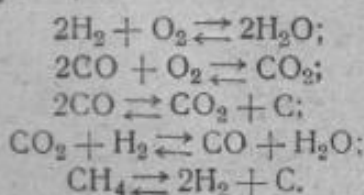
Интенсивность окисления и обезуглероживания стали зависит от температуры, состава стали и состава окружающей газовой среды. Реакция окисления и образование окислов происходит лишь при том условии, если давление диссоциации окисла будет меньше парциального давления кислорода в атмосфере. С повышением температуры диссоциация железных окислов (как и окислов других металлов) уменьшается.

Процессы окисления и обезуглероживания являются диффузионными процессами и естественно, что с повышением температуры они ускоряются.

Скорость окалинообразования интенсивно возрастает с повышением температуры. В сухом воздухе интенсивность окалинообразования при 700° в шесть раз больше, чем при 600° , и в десятки раз меньше, чем при 800° . Ниже 500° для углеродистых и малолегированных сталей практически значительных слоев окалины не образуется, и поэтому можно не предохранять их от окисления.

В печной атмосфере в зависимости от рода топлива, условий его сжигания и температуры образуются различные газы, в том числе CO_2 , CO , O_2 , H_2 , H_2O , N_2 , CH_4 .

В зависимости от температуры, давления и содержания в атмосфере этих газов между ними могут протекать реакции:



Эти газовые среды различно воздействуют на сталь, так, например, H_2 обезуглероживает, CO_2 окисляет, O_2 и H_2O окисляют и обезуглероживают, CO и CH_4 науглероживают, но после реакции распада могут окислять и обезуглероживать.

Однако, изучив законы равновесия этих газов, т. е. взаимодействия газов между собой и газов со сталью, можно установить при заданных температурах термообработки такие равновесия, при которых реакция окисления \rightleftharpoons восстановления и обезуглероживания \rightleftharpoons науглероживания не идут ни вправо, ни влево, т. е. металл не реагирует с атмосферой. В этом случае атмосфера нейтральна; она не воздействует на поверхность металла и не изменяет ее.

Для получения в печи нейтральной атмосферы надо для данной температуры и данного сорта стали (содержания в стали углерода) иметь определенное соотношение науглероживающих (окисляющих) и обезуглероживающих (восстанавливающих) газов, т. е. иметь определенное соотношение

$$\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}, \quad \frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2} \quad \text{и} \quad \frac{\text{CH}_4}{\text{H}_2}.$$

Современные печи для светлого нагрева, так называемые печи с контролируемой атмосферой, имеют специальную установку, где готовится атмосфера, которая подается в закалочную (отжигательную) печь. Такие печи являются электрическими или муфельными с наружным обогревом муфеля.

Существует много составов газов для нейтральной атмосферы, а также способов их получения.

Рассмотрим некоторые, наиболее часто применяющиеся газы.

H_2 (технический водород) — газ, который не окисляет, но обезуглероживает ($\text{Fe}_3\text{C} + 2\text{H}_2 \rightarrow \text{CH}_4 + 3\text{Fe}$). Применяется для светлого отжига железа, так как в этом случае обезуглероживания не может быть. Как атмосфера для нагрева стали водород не применяется.

N_2 — инертный азот, является идеальным газом для нейтральной атмосферы. Молекулярный азот N_2 не вступает в реакцию с металлом.

Однако трудно и очень дорого получить чистый азот без следов кислорода (технический азот получается из воздуха). Незначительное количество кислорода в азоте вызывает окисление и обезуглероживание.

Смесь H_2 и N_2 получается путем предварительного разложения аммиака $2NH_3 \rightarrow N_2 + 3H_2$. Так как азот инертен, то по химическому воздействию на металл эту систему можно рассматривать как чистый водород, т. е. эта система обезуглероживает, но не окисляет и применяется при нагреве железа и малоуглеродистой стали ($C < 0,1 - 0,2\%$). Если эта смесь предназначена для нагрева стали, то продукты разложения аммиака сжигаются ($2H_2 + O_2 \rightarrow 2H_2O$), а полученные пары воды удаляются.

Смесь $CO - CO_2 - H_2O - H_2 - N_2$ получается в результате неполного сгорания жидкого или твердого топлива. Азот как инертный газ можно не рассматривать, и действие этой смеси будет зависеть от соотношения $\frac{CO_2}{CO}$ и $\frac{H_2O}{H_2}$.

Для того чтобы предохранить железо (сталь) от окисления при всех температурах, соотношение $\frac{H_2O}{H_2}$ следует брать меньше $\frac{1}{20}$, а соотношение $\frac{CO_2}{CO}$ — меньше $\frac{4}{10}$.

Происходит ли в данной газовой смеси обезуглероживание или науглероживание, определяется соотношением $\frac{CO_2}{CO}$ и содержанием углерода в стали.

Чем больше в стали углерода, чем выше температура, тем легче сталь обезуглероживается, поэтому тем больше в нейтральной атмосфере должно быть CO .

Смесь $CH_4 - H_2$ (углеводороды — водород) получают из метана или других сжиженных газов нагревом без доступа воздуха или неполного их сжигания с последующим удалением влаги. Метан CH_4 является науглероживающим газом, водород — обезуглероживающим. При нагреве происходит частичное разложение $CH_4 \rightarrow C + 2H_2$, и соотношение в газе CH_4 и H_2 определяет характер воздействия атмосферы на сталь.

Чем выше температура, больше содержание углерода в стали, тем больше должно быть в нейтральной атмосфере метана; для предохранения от обезуглероживания достаточно содержания в газовой смеси всего лишь $\frac{1}{100} - \frac{2}{100}$ метана (остальное водород).

§ 4. Закалочные среды

При закалке для переохлаждения аустенита до температуры мартенситного превращения требуется быстрое охлаждение не во всем интервале температур (от температуры нагрева до комнатной температуры), а только в пределах $650 - 400^\circ$, т. е. в том интервале температур, где аустенит менее всего устойчив, быстрее всего превращается в феррито-цементитную смесь. Выше 650° скорость превращения аустенита мала, и поэтому сталь при закалке можно охлаждать медленно, но, конечно, не настолько медленно, чтобы произошло выпадение феррита или превращение его в перлит. Интервал $650 - 400^\circ$ должен быть пройден быстро. Ниже $650 - 400^\circ$ вновь начинается зона относительной устойчивости аустенита, охлаждение снова может быть более медлен-

ным¹. Наконец, в мартенситном интервале особенно желательно замедленное охлаждение, чтобы к значительным структурным напряжениям не прибавились вследствие скорого охлаждения термические напряжения. Идеальная кривая закалочного охлаждения показана на фиг. 222.

Первый этап — замедленное охлаждение — достигается «подстуживанием». Закаливаемое изделие не сразу погружают в охладитель, а после некоторого охлаждения на воздухе обычно до 700—750°. Затем изделие погружают в закалочную жидкость.

Действие всех закалочных жидкостей одинаково и состоит в следующем.

В первый после погружения в закалочную жидкость раскаленного металла момент на его поверхности, имеющей высокую температуру, образуется пленка перегретого пара (так называемая лейденфростовская пленка), которая прочно держится вокруг изделия, образуя паровую рубашку.

Паровая рубашка, являясь плохим проводником тепла, сильно замедляет охлаждение. В начальный момент охлаждения количество тепла, излучаемое металлом, больше, чем количество тепла, отнимаемое жидкостью от паровой рубашки. Лейденфростовская пленка (паровая рубашка) увеличивается в своей толщине. Однако по мере охлаждения и снижения температуры металла количество тепла, излучаемое металлом, уменьшается, и в какой-то момент охлаждения количество тепла, отнимаемое жидкостью от паровой рубашки, становится больше тепла, отнимаемого паровой рубашкой от металла.

Тогда паровая рубашка начинает уменьшаться в своей толщине, затем разрывается и охлаждение происходит путем парообразования на поверхности металла. Ввиду большого значения скрытой теплоты парообразования многих жидкостей (воды, например) в этот момент охлаждение идет особенно энергично и жидкость кипит на поверхности металла. Процесс этот идет, пока изделие не остынет до температуры кипения закалочной жидкости (для воды 100°). Ниже этой температуры тепло отнимается путем конвекции, разности температур между жидкостью и металлом. На этом этапе охлаждение происходит медленно.

Таким образом можно разделить охлаждение в закалочной жидкости на три периода:

Первый период — образование лейденфростовской пленки — замедленное охлаждение.

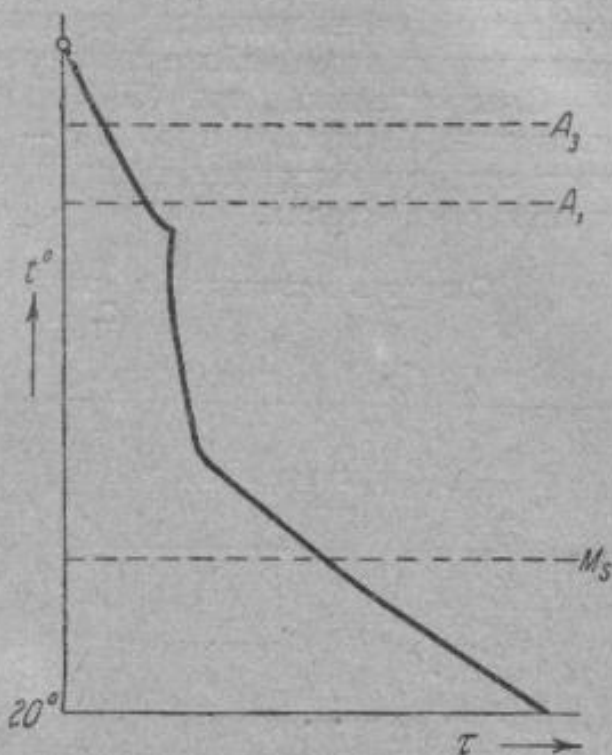
Второй период — разрыв лейденфростовской пленки и кипение жидкости на поверхности закаливаемого металла — быстрое охлаждение.

Третий период — охлаждение путем теплоотдачи металла к жидкости — медленное охлаждение.

Движение металла в закалочной жидкости ускоряет охлаждение, так как разрывает образовавшуюся лейденфростовскую пленку и подводит новые холодные слои жидкости к закаливаемому металлу.

Для закалки применяют следующие закалочные жидкости: воду, масло (минеральное), расплавленные соли и расплавленные металлы.

¹ Для углеродистой стали; для легированных сталей вновь может быть ускорение превращения аустенита, поэтому в них должно производиться в этом интервале 400—300° тоже достаточно быстрое охлаждение, может быть даже более скорое, чем при более высокой температуре.



Фиг. 222. Идеальная кривая закалочного охлаждения.

Для термообработки важно действие жидкостей в двух районах температур:

1) около 600° , когда для предотвращения распада аустенита желательно быстрое охлаждение; чем энергичнее жидкость охлаждает в этом районе температур, тем она более интенсивный закалочный охладитель;

2) около $200-300^{\circ}$ в районе температур образования мартенсита во многих сталях. Охладитель тем удобнее и безопаснее в отношении возникновения напряжений и закалочных трещин, чем медленнее он охлаждает в этом районе температур.

Следовательно, при 600° желательно, чтобы закалочная среда охлаждала быстро, а при 300° — медленно. Данные табл. 18 показывают скорость охлаждения стали в двух интервалах температур в различных охладителях.

Скорость охлаждения стали в различных закалочных средах
(С. С. Штейнберг).

Таблица 18

Закаливающая среда	Скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{сек.}$ в интервале	
	550—650 $^{\circ}$	200—300 $^{\circ}$
Вода при 18 $^{\circ}$	600	270
" " 26 $^{\circ}$	500	270
" " 50 $^{\circ}$	100	270
" " 74 $^{\circ}$	30	200
Раствор в воде при 18 $^{\circ}$ 10%-ного едкого натра	1200	300
" " " 18 $^{\circ}$ 10%-ной поваренной соли	1100	300
Раствор в воде при 18 $^{\circ}$ 10%-ной соды	800	270
" " " 18 $^{\circ}$ 10%-ной серной кислоты	750	300
Дистиллированная вода	250	200
Эмульсия масла в воде	70	200
Мыльная вода	30	200
Минеральное машинное масло	150	30
Трансформаторное масло	120	25
Сплав 75% Sn, 25% Cd ($\approx 175^{\circ}$)	450	50
Ртуть	500	130
Медные плиты	60	30
Железные плиты	35	15

Наиболее распространенным закалочным охладителем является вода. Создавая энергичное охлаждение в районе температур 550—650 $^{\circ}$, вода энергично охлаждает и в районе температур образования мартенсита (200—300 $^{\circ}$), в чем заключается ее самый существенный недостаток. Изменение температуры воды очень сильно отражается на ее закаливающей способности (скорости охлаждения при 550—650 $^{\circ}$) и почти не отражается на скорости охлаждения в мартенситном интервале. По сравнению с холодной водой масло обладает в 3—4 раза меньшей закаливающей способностью, но почти в 10 раз медленнее охлаждает в районе мартенситного превращения.

Можно нагреть воду на 50—60°, и она по интенсивности охлаждения при температурах, когда надо охлаждать быстро, будет охлаждать, так же как и масло, но в районе мартенситного превращения скорость охлаждения при этом не снизится. Также влияют и различные нерастворимые добавки к воде (эмульсии). Вот почему ни горячая вода, ни водные эмульсии, давая такую же интенсивность закалки, как и масло, не заменяют масла. Поэтому для легированных сталей, у которых критическая скорость закалки мала, в качестве закалочной среды применяют масло, а не горячую воду или эмульсии.

Проблема замены масла как закалочной среды в настоящее время не разрешена. Можно снизить закаливающую способность воды, но не найдены способы уменьшения интенсивности, с какой вода охлаждает при 300—100°.

Положительной особенностью масла как закаливающей среды является почти полная нечувствительность его к изменению температуры. Масло при 20° закаливает так же, как и масло, имеющее температуру 150—200°.

Недостатком масла является его огнеопасность (температура вспышки в зависимости от сорта масла колеблется от 150 до 320°), необходимость его замены после известного срока работы (масло густеет и теряет закаливающую способность). Кроме того, масло пригорает к поверхности изделия и образует налет.

Добавки к воде сильно изменяют ее закаливающую способность. Наличие в воде небольшого процента растворенных солей существенно изменяет ее закаливающую способность. Так, например, дистиллированная или дождевая вода, не содержащая солей, охлаждает в два раза медленнее (в районе 550—650°), чем водопроводная. Наличие в воде растворенных газов ухудшает ее закаливающую способность, поэтому кипяченая вода (или вода, уже служившая закалочной средой) закаливает сильнее, чем сырая.

Для смягчения закаливающего действия воды ее нагревают или добавляют глицерин, жидкое стекло и пр. Особенно сильно действуют добавки мыла. Эти добавки снижают закаливающую способность воды, но не делают ее равноценной маслу.

Вода, взятая из разных источников, имеющая в растворе разный процент солей, обладает различной закаливающей способностью. Специальное растворение в воде кислот и солей значительно увеличивает скорость охлаждения при 550—650° (почти в два раза). Последний способ часто применяют для повышения закалочной способности воды.

О закалочных средах, применяемых для ступенчатой (или изотермической) закалки, говорится в § 7.

Закалочные плиты применяются при закалке плоских и тонких предметов. В этом случае, применяя повышенные давления, чтобы создать хороший контакт между изделием и плитами, можно достигнуть достаточно высокой скорости охлаждения.

§ 5. Прокаливаемость

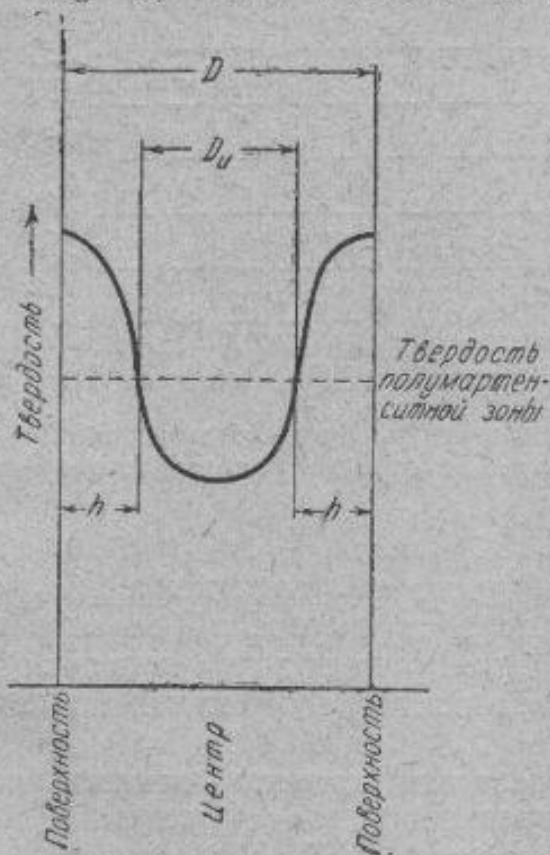
Под прокаливаемостью подразумевают глубину проникновения мартенситной или троосто-мартенситной зоны в закаленную сталь¹.

¹ Поверхностная твердость после закалки не определяет прокаливаемости и зависит, как мы видели, только от содержания углерода. Прокаливаемость есть глубина распространения мартенситной зоны, которая при низком содержании углерода в стали может иметь и невысокую твердость.

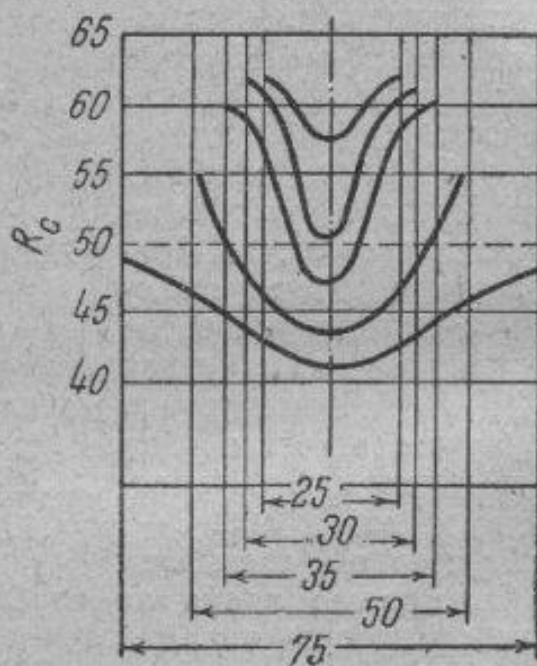
ке) твердость снижается. Если горизонтальная пунктирная линия проведена на уровне твердости полумартенситной зоны данной стали (D — диаметр испытуемого бруска), то величина h есть толщина закаленной зоны (глубина прокаливаемости), а D_u — диаметр незакалившегося сердечника.

Прокаливаемость можно определить величиной h в мм, или отношением $\frac{D_u}{D}$.

При сквозной закалке (сердцевина имеет твердость выше твердости полумартенситной зоны) $h = \frac{D}{2}$, а отношение $\frac{D_u}{D} = 0$ (так как $D_u = 0$). Если закалки не достигнуто и твердость на поверхности ниже твердости полумартенситной зоны, то $h = 0$, а $\frac{D_u}{D} = 1$ (так как $D_u = D$).



Фиг. 225. Распределение твердости по сечению закаленного бруска.



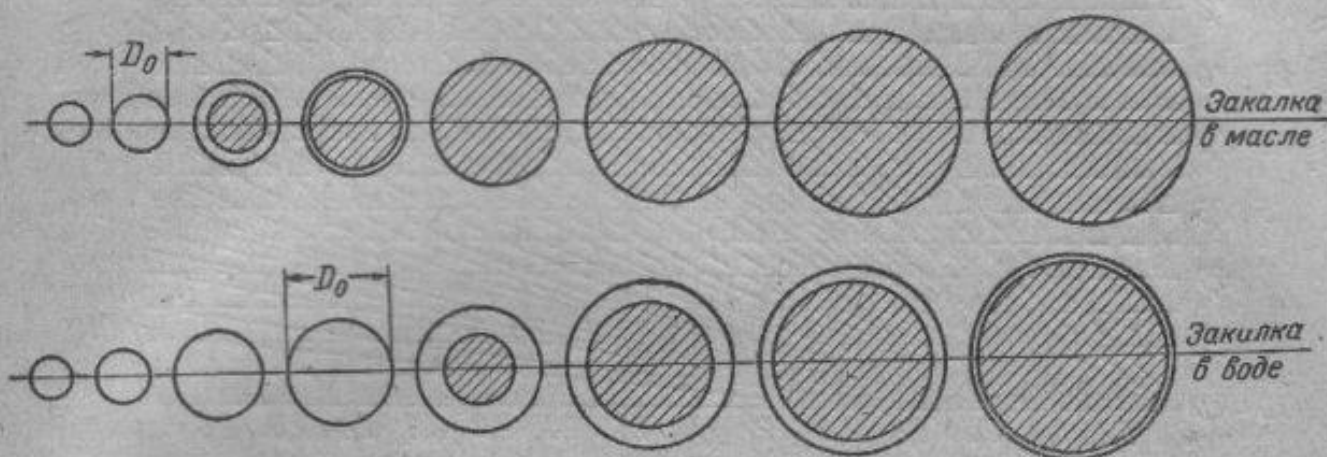
Фиг. 226. Распределение твердости по сечению в закаленных брусках разного диаметра.

Однако все эти цифры, определяющие прокаливаемость стали, относятся к определенному размеру закаливаемого диаметра D . У той же стали, но в бруске другого диаметра, получим другие величины ($h, \frac{D_u}{D}$) характеризующие прокаливаемость стали.

Глубина прокаливаемости также зависит от охладителя. Чем интенсивнее охлаждение, тем глубже прокаливаемость. Поэтому для выражения прокаливаемости стали величинами h или $\frac{D_u}{D}$ необходимо указывать размер закаливаемого бруска (его диаметр) и выбранный охладитель.

Можно выразить прокаливаемость стали другими, более определенными цифрами, не зависящими от внешних факторов: сечения бруска и охладителя.

Предположим, имеем сталь определенного состава, закаленную в различных сечениях, которая дала распределение твердости по сечению, приведенное на фиг. 226. Полумартенситная зона имеет твердость 50 единиц Роквелла. Следовательно, бруски диаметром 30 мм и меньшие закалились насквозь; брусок диаметром 35 мм имеет закаленную зону лишь на некоторой глубине; брусок диаметром 50 мм имеет твердость полумартенситной зоны ($R_c=50$) лишь на поверхности, а брусок диаметром 75 мм не закалился, так как поверхностная твердость его меньше 50 R_c .



Фиг. 227. Прокаливаемость брусков различного сечения при закалке в воде и в масле. Заштрихован незакаленный сердечник.

Таким образом, закаливая в данном охладителе бруски с последовательно увеличивающимся сечением, мы столкнемся с таким сечением, у которого полумартенситная зона будет в центре.

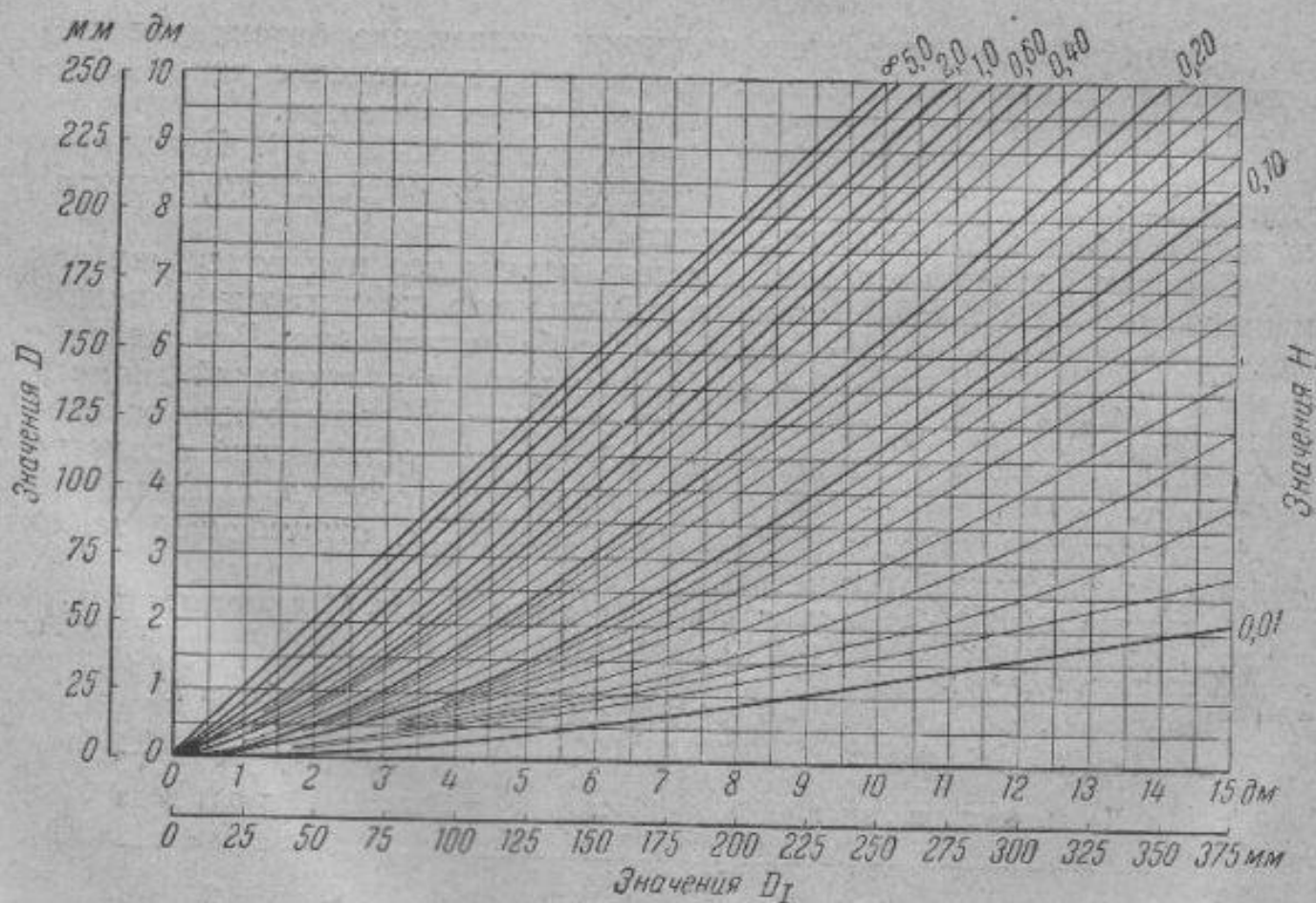
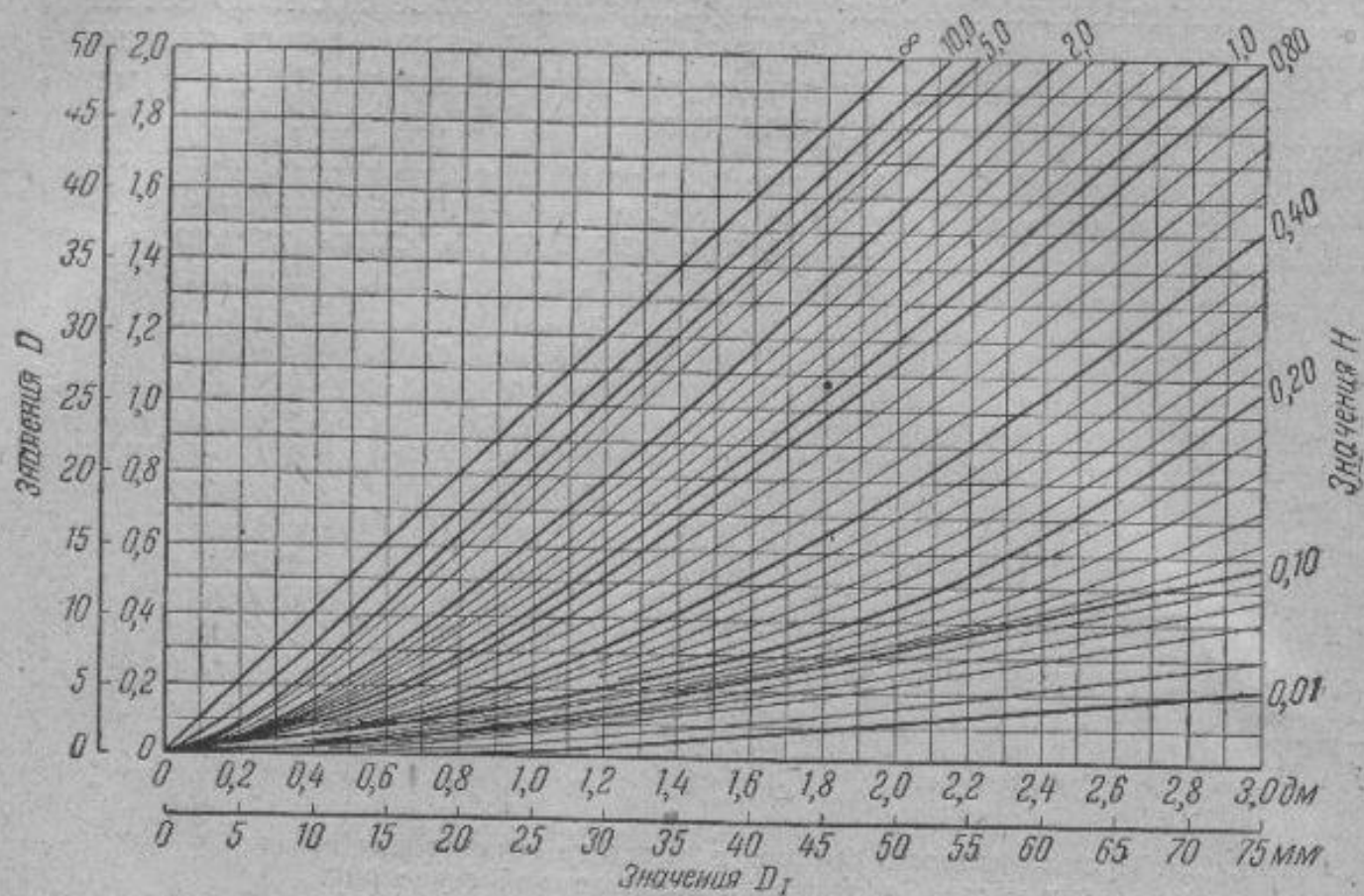
Диаметр этого сечения называется критическим (D_0). Итак, критический диаметр есть диаметр максимального сечения, прокаливающегося в данном охладителе насквозь.

Очевидно, что критический диаметр изменяется при изменении закалывающей среды, т. е. критический диаметр характеризует прокаливаемость стали лишь при данном способе охлаждения. Чем медленнее охлаждает закалывающая среда, тем меньше критический диаметр (фиг. 227). Чтобы не ставить прокаливаемость в зависимость от способа охлаждения, вводим понятие «идеальный критический диаметр» (обозначается D_i). Это — диаметр максимального сечения, прокаливающегося насквозь в идеальной закалочной жидкости, отнимающей тепло с бесконечно большой скоростью.

Различные жидкости по-разному отнимают тепло. В табл. 19 приводится коэффициент H , показывающий закалывающую способность жидкости (для идеальной закалочной жидкости $H=\infty$).

Таблица 19

Характер циркуляции	Величина H		
	Масло	Вода	Соленая вода
Без движения	0,2—0,3	0,9—1	2
Слабое движение	0,3—0,35	1,0—1,1	2—2,2
Умеренное движение	0,35—0,40	1,2—1,3	—
Ускоренное движение	0,4—0,5	1,4—1,5	—
Сильное движение	0,5—0,8	1,6—2,0	—
Бурное движение	0,8—1,1	До 4	До 5



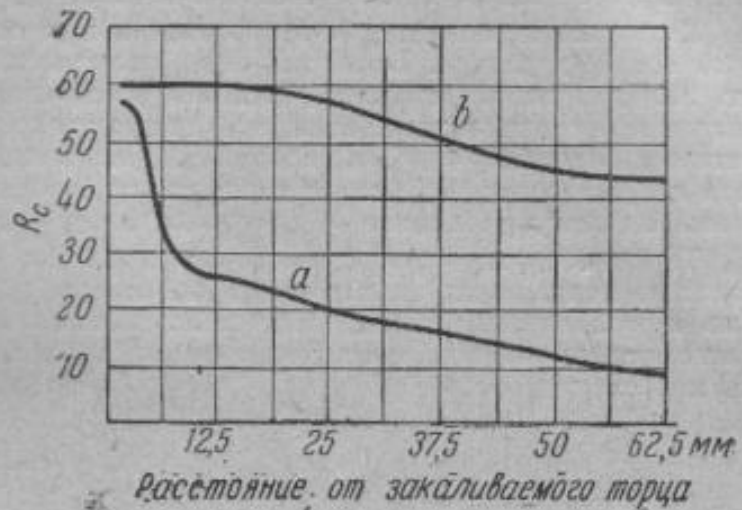
Фиг. 228. Номограмма для определения по данным H и D_0 идеального критического диаметра D_1 .

Найдя экспериментально критический диаметр D_0 (например, закаливая бруски разных сечений) для данных условий охлаждения, заимствовав из таблицы значение H и пользуясь номограммой фиг. 228, можно определить идеальный критический диаметр (D_1), а затем и критический диаметр для любого способа охлаждения.



Фиг. 229. Схема закаливания образца при испытании на прокаливаемость методом торцевой закалки.

Предположим, что экспериментально критический диаметр D_0 был определен равным 40 мм при закалке в воде с интенсивным движением ($H=2$). Находим на оси ординат значение $D=40$ (фиг. 228 верхняя), проводим горизонталь до кривой $H=2$, спускаемся вниз и находим идеальный критический диаметр (D_1). Он



Фиг. 230. Распределение твердости по длине образца при испытании на прокаливаемость по методу торцевой закалки.

будет равняться 52 мм. На вертикали 52 мм будут лежать на пересечениях с лучевыми линиями критические диаметры в реальных закалочных средах. Например, для жидкости с охлаждающей способностью $H=0,1$ критический диаметр будет равняться 8 мм.

Таким образом способность стали к закалке можно определить для любого сечения и для любого охладителя, но для этого нам надо для данной стали найти величину D_1 — идеальный критический диаметр. А чтобы определить D_1 , надо экспериментально найти для какого-либо способа охлаждения величину D_0 .

Однако экспериментальное определение прокаливаемости встречает значительные чисто технические трудности. Для определения D_0 нам надо получить кривые распределения твердости (или отношение $\frac{D_u}{D}$) хотя бы на двух сечениях. А для этого требуется закалывать обычно большие сечения и из закаленного материала вырезать диски.

Чтобы избежать этих трудоемких и длительных операций, предложен струйный способ торцевой закалки, позволяющий на одном образце без последующего его разрезания определить прокаливаемость (твердость в центре) любого сечения и сравнить прокаливаемость различных сталей.

Принцип определения прокаливаемости методом «торцевой закалки» заключается в следующем. Образец диаметром 25 мм и длиной 100 мм интенсивно закалывают с одного конца струей воды (фиг. 229). В этом случае охлаждение на цилиндрической поверхности у закаливаемого конца будет соответствовать охлаждению в воде, а на другом конце — охлаждению на воздухе (влияние охлаждения водой другого конца практически не скажется). Промежуточные слои, расположенные по образующей цилиндрической поверхности между обоими торцами, будут охлаждаться с различной скоростью — от $V_{окл}$ в воде до $V_{окл}$ на воздухе и тем медленнее, чем дальше это сечение расположено от закаливаемого конца.

Кривая измеренной твердости по поверхности закаленного торца образца (для углеродистых и малолегированных сталей) постепенно снижается по мере удаления от закаливаемого торца.

На фиг. 230 приведены кривые, показывающие постепенное снижение твердости при торцевой закалке различных по химическому составу и прокаливаемости сталей.

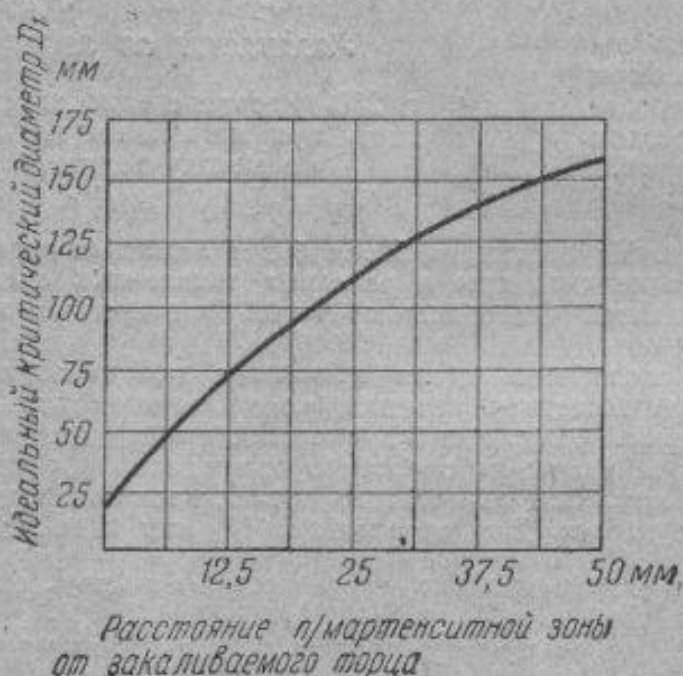
Хромомолибденовая сталь *в* (фиг. 230), обладающая большей прокаливаемостью, чем углеродистая *а*, имеет более плавное снижение твердости.

Если принять, что полученная при закалке твердость характеризует условия закалочного охлаждения, то тогда от торцевой закалки можно перейти к распределению твердости по сечению и определить, центру какого сечения соответствует окружность, расположенная на данном расстоянии от закаливаемого торца.

Так, например, подсчитано, что скорость охлаждения на расстоянии 6 мм от охлаждаемого водой торца приблизительно соответствует охлаждению в центре 25 мм круглого сечения при закалке его в масле. Расстояние 8 мм соответствует охлаждению в масле центра 50 мм сечения и т. д.

Пользуясь методом торцевой закалки, можно определить и величину идеального критического диаметра. Зная значение полумартенситной твердости (по данным фиг. 224) для данной стали и определив расстояние слоя с этой твердостью от закаливаемого торца, можно, пользуясь диаграммой (фиг. 231), определить идеальный критический диаметр D_1 . Так, например, если полумартенситная зона была обнаружена на расстоянии 12,5 мм от торца, то по диаграмме (фиг. 231) определяем идеальный критический диаметр D_1 , который равен 75 мм.

Таким образом применение торцевой закалки упрощает экспериментальное нахождение критических диаметров. Надо, однако, указать, что этот метод применим лишь к углеродистым и слаболегированным сталям. К сталям, которые сильно подкаливаются на воздухе, этот метод неприменим, так как он дает слишком резкое для них охлаждение.



Фиг. 231. Диаграмма для определения идеального критического диаметра по данным испытания прокаливаемости методом торцевой закалки.

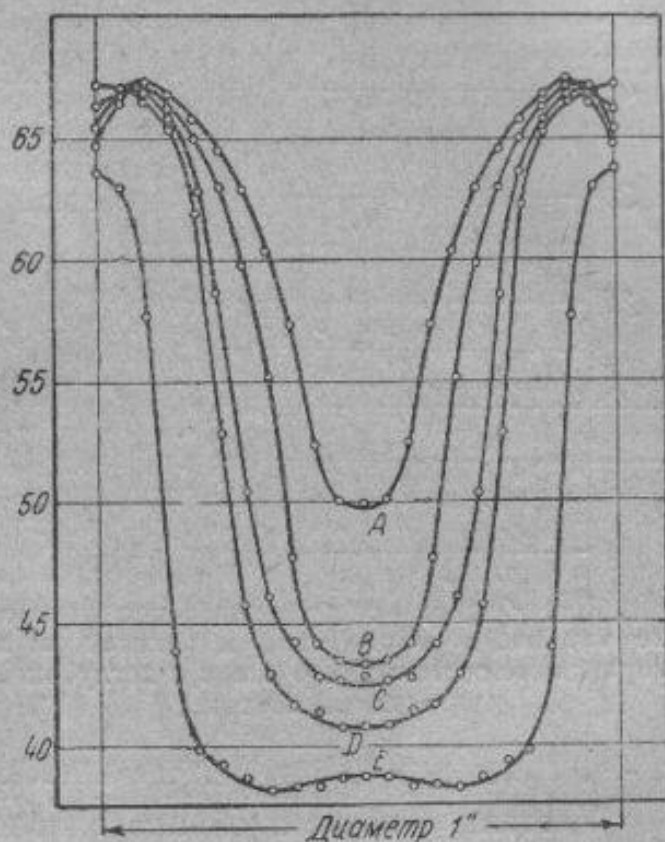
Состав стали — наиболее существенный фактор, влияющий на прокаливаемость стали. Определение прокаливаемости показывает, что сталь с обычным (промышленным) содержанием примесей прокаливается в 10 раз сильнее, чем чистый железоуглеродистый сплав. Специально вводимые легирующие примеси интенсивно влияют на глубину прокаливаемости¹.

¹ Этому вопросу посвящен специальный параграф в главе «Влияние легирующих элементов» (гл. XIV, § 11).

Повышение температуры закалки, способствующее получению более однородного аустенита, особенно укрупнение аустенитного зерна, также эффективно влияет на глубину прокаливаемости.

На фиг. 232 приводятся данные, показывающие влияние величины зерна и однородности аустенита на прокаливаемость углеродистой стали (0,74% С; 0,41% Мп; 0,14% Si). Повышение температуры закалки, вызывающей гомогенизацию аустенита и укрупнение зерна, ведет к углублению прокаливаемости (кривая А — закалка от 980°, зерно № 2; кривая В — закалка от 925°, зерно № 3; кривая С — закалка от 855°, зерно № 3,5; кривая D — закалка от 875°, зерно № 4; кривая E — закалка от 745°, зерно № 5).

Исходная структура (перед закалкой) также влияет на прокаливаемость. В данном случае важно установить, насколько быстро переходит в раствор цементит и каково влияние исходной структуры на получение однородного аустенита и рост аустенитного зерна. Пластинчатые структуры быстрее растворяются, аустенит получается более однородным, что обеспечивает большую прокаливаемость. Зернистый цементит медленнее переходит в раствор, и оставшиеся зерна долгу препятствуют росту аустенитных зерен.



Фиг. 232. Прокаливаемость в зависимости от температуры закалки (Бэйн).

Переходим к вопросу о влиянии прокаливаемости на свойства стали. При сквозной закалке свойства по сечению закаленной стали однородны. При несквозной закалке свойства закаленной стали изменяются от поверхности к центру, так же как изменялись бы свойства у серии тонких образцов, которые получили бы при закалке разную скорость охлаждения. Представляет особый интерес, чем будут отличаться по свойствам стали с различной прокаливаемостью, если мы последующим отпуском в обеих сталях выравняем твердость по сечению. Надо вспомнить, в чем различие свойств продуктов закалки и продуктов закалки и отпуска, т. е. в чем различие пластинчатых и зернистых структур.

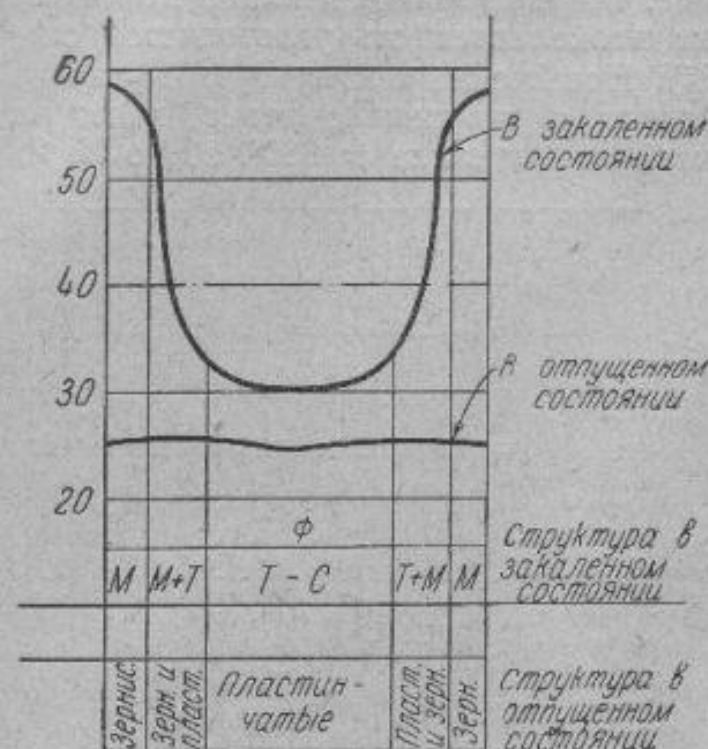
Если мы после закалки получили обычное распределение твердости как у слабо прокаливающихся сталей, как это показано на схеме фиг. 233, то после отпуска при высокой температуре, выравнивающего твердость по сечению, на поверхности, где закалкой получен мартенсит, будут зернистые структуры (например сорбит при температуре отпуска 600°), а в центре, где после закалки был получен пластинчатый троостит или сорбит, сохранится пластинчатая структура.

У стали со сквозной прокаливаемостью после отпуска по всему сечению будут зернистые структуры.

Какое же будет различие в свойствах у таких двух сталей с разной прокаливаемостью, отпущенных на одинаковую твердость во всем сечении?

Различие здесь будет определяться разными свойствами зернистых и пластинчатых структур.

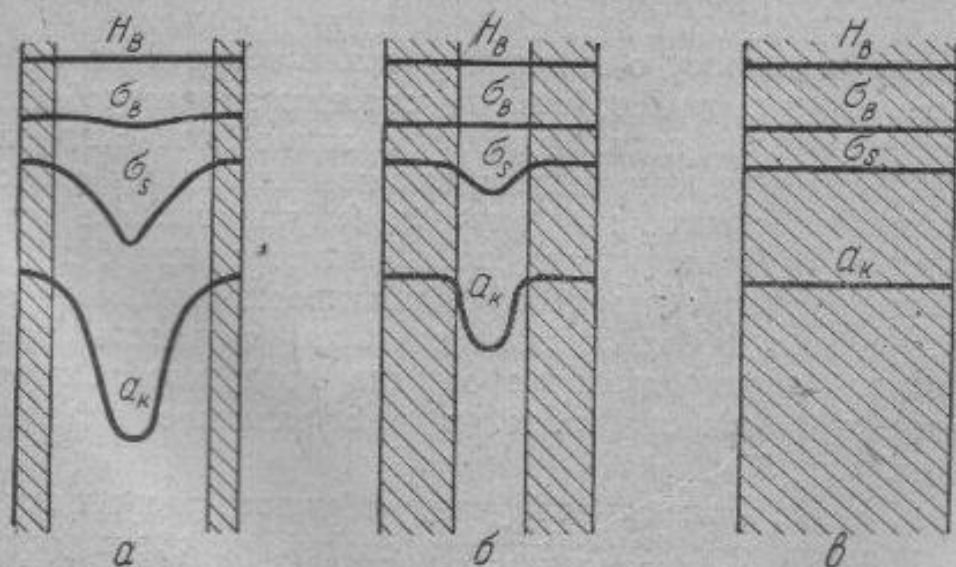
Свойства, не зависящие от формы цементита (предел прочности, относительное удлинение и физические свойства, как-то: электросопротивление, удельный вес, коэрцитивная сила), окажутся одинаковыми после отпуска на одинаковую твердость по сечению у слабо закаливаемых и глубоко закаливаемых сталей. Свойства, зависящие от формы цементита (пределы текучести и пропорциональности и в особенности относительное сужение и сопротивление удару), окажутся существенно различными. Распределение механических свойств по сечению ста-



Фиг. 233. Схема, показывающая распределение твердости и структур в закаленном и отпущенном состояниях в стали с неглубокой прокаливаемостью.

лей с различной прокаливаемостью показано на схеме фиг. 234.

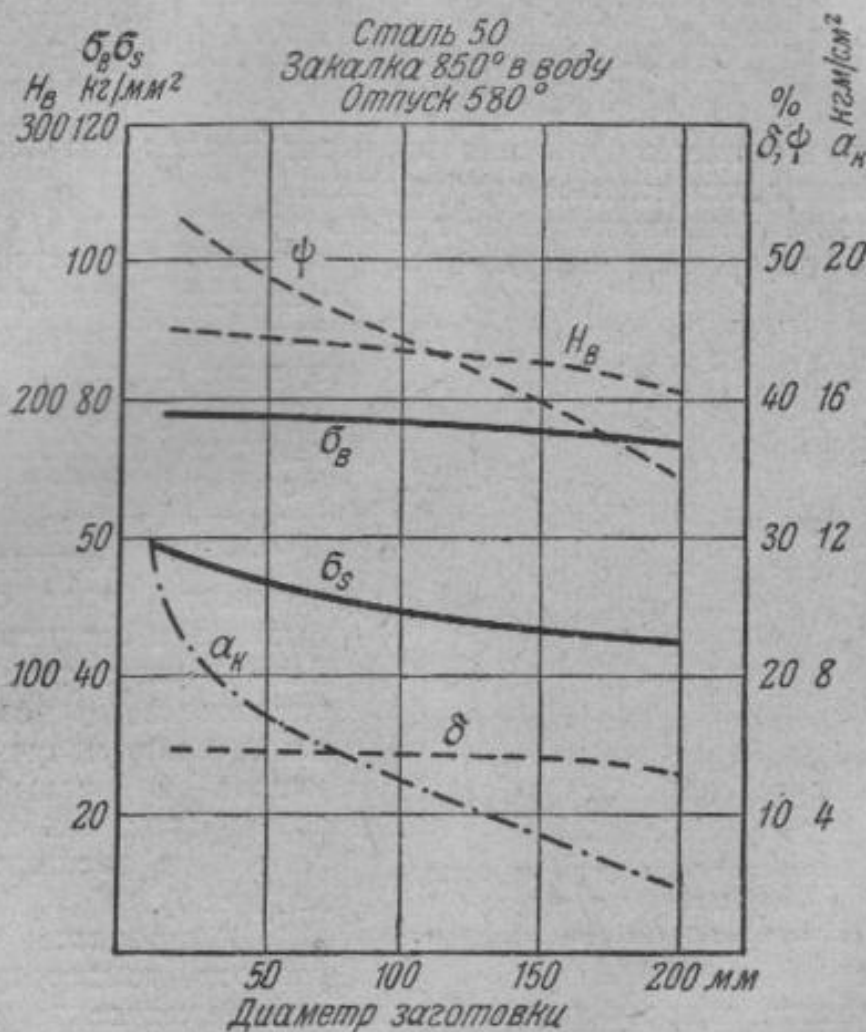
У стали с несквозной прокаливаемостью (фиг. 234,а и б) в сердцевине наблюдается снижение σ_s и a_k ; у стали со сквозной прокаливаемостью (фиг. 234,в) свойства будут одинаковыми по всему сечению.



Фиг. 234. Схема, показывающая влияние глубины закалки на механические свойства закаленной и отпущенной стали (Садовский).

Мы сравнивали лишь зернистые и пластинчатые структуры, причем учитывали, что при образовании последних из аустенита доэвтектоид-

ный феррит не выделяется. Если же закалка не только не предотвратила образования пластинчатых структур, но не смогла предотвратить выделения феррита, то после отпуска на одинаковую температуру в тех сечениях, где выделился феррит, мы будем иметь не только более низкие σ_s , ψ и a_k , но и более низкую твердость H_B и прочность σ_B .



Фиг. 235. Механические свойства в зависимости от сечения заготовки. Сталь 50. Закалка 850° в воде, отпуск при 580°.

Изменение комплекса механических свойств с увеличением сечения закаливаемой заготовки слабо прокаливающейся углеродистой стали показано на фиг. 235.

Резко снижаются характеристики механических свойств, зависящие от формы цементита: ψ , a_k и σ_s .

Небольшое снижение твердости в сечениях диаметром более 150 мм объясняется выделением при закалке доэвтектоидного феррита.

Таким образом для получения максимальных механических свойств в закаленном и отпущенном состояниях мы должны иметь зернистые продукты отпуска по всему сечению, т. е. иметь сквозную прокаливаемость в закаленном состоянии и сквозное улучшение в отпущенном.

Чем выше механическая прочность, требующаяся от детали, чем больше ее сечение, тем большее значение имеют прокаливаемость и сквозное улучшение.

§ 6. Внутренние напряжения

Возникновение внутренних напряжений при нагреве многих сталей лимитирует допустимые скорости нагрева; однако опасность возникновения внутренних напряжений при охлаждении значительно большая, чем при нагреве.

Внутренние напряжения возникают вследствие асинхронности превращений в различных точках изделия¹, которые могут быть больше не только σ_E (предел упругости) или σ_s (предел текучести), но и σ_B (предел прочности).

Если внутренние напряжения превысят предел прочности, то возникают трещины или изделие разрушается.

Внутренние напряжения могут быть термические и структурные. Термические внутренние напряжения возникают вследствие неравномерности (асинхронности) охлаждения поверхности и внутренних слоев.

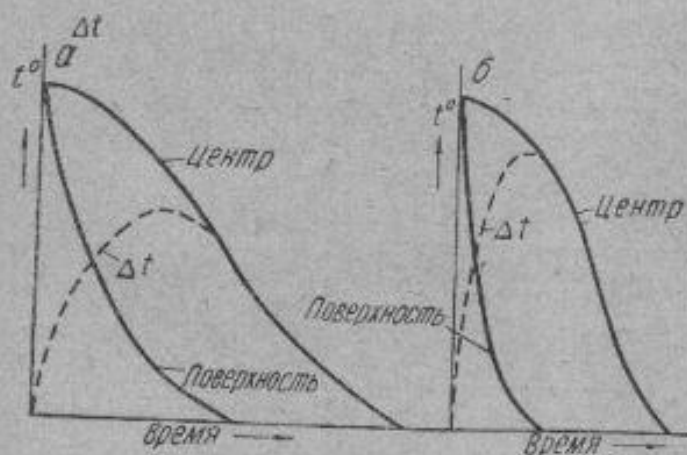
В случае сплошного сечения при любом охлаждении (если $v_{охл}$ не равна нулю и теплопроводность материала не равна бесконечности) поверхность будет охлаждаться быстрее, а сердцевина медленнее. В результате во время охлаждения в разных точках по сечению получится разный нагрев и разный удельный объем (так как коэффициент линейного расширения не равен нулю).

В процессе охлаждения разность температур в центре и на поверхности, которая только и вызывает термические напряжения, является переменной величиной и в какой-то момент она максимальна (фиг. 236).

Очевидно, что эта разность температур будет тем больше, чем больше различаются кривые охлаждения в центре и на поверхности. Увеличивая интенсивность охлаждения, мы значительно сильнее влияем на охлаждение поверхности, чем центра, и тем самым разность температур между поверхностью и центром в процессе охлаждения увеличивается (см. фиг. 236).

Максимум разности температур и будет соответствовать наиболее опасному моменту во время охлаждения в отношении развития внутренних напряжений.

Это будет справедливо в том случае, если температура достаточно низкая и сердцевина (при охлаждении) или поверхность (при нагреве) не обладает большой пластичностью. В противном случае внутренние



Фиг. 236. Кривые охлаждения поверхности и центра.

Δt — разность температур центра и поверхности.

а — медленное охлаждение; б — быстрое охлаждение.

¹ Речь будет идти о так называемых внутренних напряжениях первого рода, зональных внутренних напряжениях, возникающих между отдельными зонами сечения. Кроме того, могут возникать напряжения второго рода — внутри одного зерна — и напряжения третьего рода — внутри элементарной ячейки. Внутренние напряжения только первого рода могут вызвать коробление или макротрещины.

напряжения поведут к местной пластической деформации с одновременным разупрочнением пластически деформированной структуры под действием температуры.

Таким образом опасность разности температур становится тем сильнее, чем ниже температура, чем менее пластичен металл.

Многие цветные металлы — медь, латунь, а также железо и мягкие сорта стали — можно охлаждать с любой быстротой. Благодаря пластичности низкое значение σ_B не будет превзойдено внутренними напряжениями, и мы гарантированы от возможности возникновения трещин.

Другое дело — непластичный металл. В этом случае внутренние напряжения не локализируются пластической деформацией и, несмотря на высокое значение σ_B оно может быть превышено внутренними напряжениями¹.

Как следует из фиг. 236, окончание охлаждения соответствует выравниванию температуры во всем сечении. Значит ли это, что установление одинаковой температуры по всему объему ведет к устранению напряжений? После того как охлаждение и, следовательно, сокращение объема поверхности закончилось, некоторое время центральные части еще охлаждаются и сердцевинные слои уменьшаются в объеме, возникают внутренние напряжения, которые к моменту окончания охлаждения принимают определенное значение.

Напряжения, которые изделие приобрело в результате охлаждения, называются *остаточными напряжениями*.

Очевидно, что при нагреве железа или отожженной стали ниже критической точки структурные превращения отсутствуют, и мы будем иметь только термические напряжения.

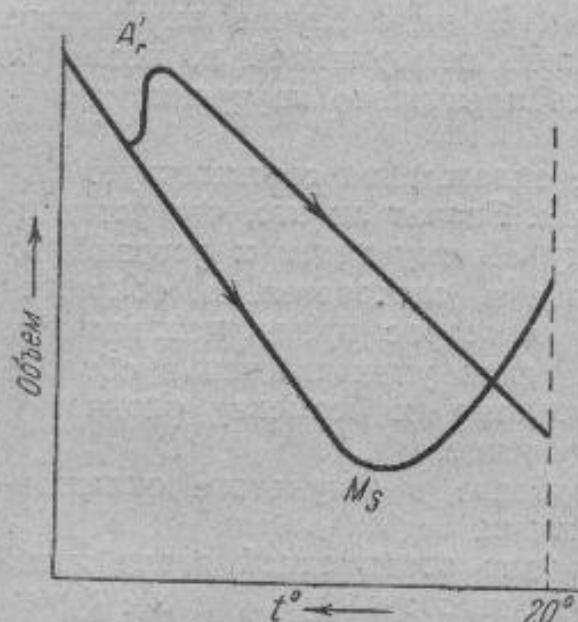
При нагреве выше A_c , возникнут структурные напряжения, которые наложатся на термические. Если напряжения структурные и термические будут одного знака (направления), то суммарные напряжения в результате структурных превращений возрастут. Если же они будут разного направления, то уменьшатся.

Структурные внутренние напряжения возникают, как и термические, вследствие асинхронности превращений во время охлаждения и из-за разных структурных превращений в различных точках сечения, даже если температура в данный момент в обеих точках одинакова.

Предположим, что соседние зоны охлаждаются с одной скоростью и имеют в каждый момент охлаждения одинаковую температуру, но в одном участке аустенит переохлаждается до мартенситного превращения, а в другом (вследствие, например, неоднородности состава) аустенит превращается при A_r' . Тогда кривые объемных или линейных изменений для обоих участков будут такими, как они изображены на фиг. 237. Разница в объемах вследствие разного структурного состояния будет вызывать структурные внутренние напряжения, которые возникнут в тот момент, когда начнется превращение A_r' в одном участке, и останутся (но будут другого знака) и при нормальной температуре после мартенситного превращения в другом объеме.

¹ Приведенная на фиг. 221 схема иллюстрирует поведение материалов разной пластичности. Если разность температур и объемов вызывает деформацию, равную Δl , то эта деформация вызовет у пластичного металла упругую и пластическую деформацию (кривая *a*), а у непластичного — значительно большие напряжения (кривая *b*) или даже разрушения (кривая *в*).

За возникновением и чередованием внутренних напряжений мы можем проследить лишь мысленно. Нет еще технической возможности измерить внутренние напряжения в процессе охлаждения (или нагрева), но измерить остаточные напряжения мы можем, — и это важно, так как они определяют свойства термически обработанного сечения при нормальной температуре. Приведем пример. Некий слой сечения испытывает сжимающие напряжения a кг/мм²; значение сопротивления на разрыв этого слоя будет равно пределу прочности металла плюс a кг/мм², так как при растяжении этого слоя до разрыва мы



Фиг. 237. Схема, показывающая возникновение структурных напряжений при охлаждении двух участков, в которых происходят различные структурные превращения.

должны преодолеть не только его прочность на разрыв (σ_B), но и величину сжимающих усилий a кг/мм². Если же это сечение подвергалось растяжению, то его механическая прочность на разрыв будет меньше значения σ_B для данного металла.

На величину остаточных напряжений влияют различные факторы: состав стали, условия охлаждения и размер сечения.

Сравнивая чистое железо и углеродистую сталь (0,3% С и 0,6% С), убедились, что у стали, содержащей 0,3% С, возникают наибольшие внутренние напряжения, так как сочетания термических и структурных напряжений наименее для нее благоприятны.

Закаленная сталь всегда находится в структурно-напряженном состоянии. Отпуск является необходимым и радикальным средством уменьшения остаточных напряжений.

Нагрев стали под отпуск увеличивает пластичность, что позволяет в отдельных объемах упругим деформациям превратиться в пластические, что уменьшает напряжения. Кроме того, структурные превращения, сопровождаемые объемными изменениями, ведут также к уменьшению напряжений.

Чем выше температура отпуска, тем больше сняты напряжения (фиг. 238), причем увеличение выдержки сверх 1—2 час. практически не уменьшает внутренних напряжений. Можно считать, что отпуск при 550° полностью устраняет закалочные напряжения (исходные напряжения в 60 кг/мм² уменьшились до 5—10 кг/мм²).

Следует указать, что отпуск может вызвать новые напряжения, если он сопровождается неравномерным (быстрым) нагревом или охлаждением. Остаточные напряжения зависят также и от размера зерна. Более крупному зерну соответствуют большие остаточные напряжения, чем и объясняется большая чувствительность крупнозернистой стали к трещинам и закалочным деформациям.

Поверхностная закалка с нагревом токами высокой частоты вызывает значительные напряжения, возникающие вследствие того, что наряду с холодным металлом внутри сечения имеется разогретая и быстро охлаждаемая корка.

Таким образом внутренние охлаждения зависят от:

- 1) состава стали;
- 2) скорости охлаждения — увеличение скорости охлаждения наиболее важный фактор, вызывающий увеличение остаточных напряжений;
- 3) величины сечений — чем больше сечения, тем больше внутренние напряжения;
- 4) равномерности нагрева — чем менее равномерен нагрев, тем больше напряжения;



Фиг. 238. Влияние температуры и продолжительности отпуска на величину остаточных напряжений. Сталь 0,3% С, диаметр 50 мм (Бухгольц, Бюллер и Шульц).

- 5) глубины закалки — чем меньше прокаливаемость, тем обычно больше внутренние напряжения;
- 6) размера зерна — чем крупнее действительный размер аустенитного зерна, тем больше остаточные напряжения;
- 7) температуры отпуска — чем выше температура отпуска, тем меньше внутренние напряжения.

Трещины, коробления и другие дефекты при термической обработке являются следствием возникновения в стали внутренних напряжений.

§ 7. Способы закалки

В зависимости от состава стали, формы изделия и требуемых в термически обработанном изделии свойств следует выбрать оптимальный способ закалки, наиболее просто осуществимый и одновременно обеспечивающий нужные свойства и гарантирующий от различных случайностей и брака.

Рассмотрим существующие способы охлаждения уже нагретого под закалку изделия, их преимущества и недостатки и условия применения.

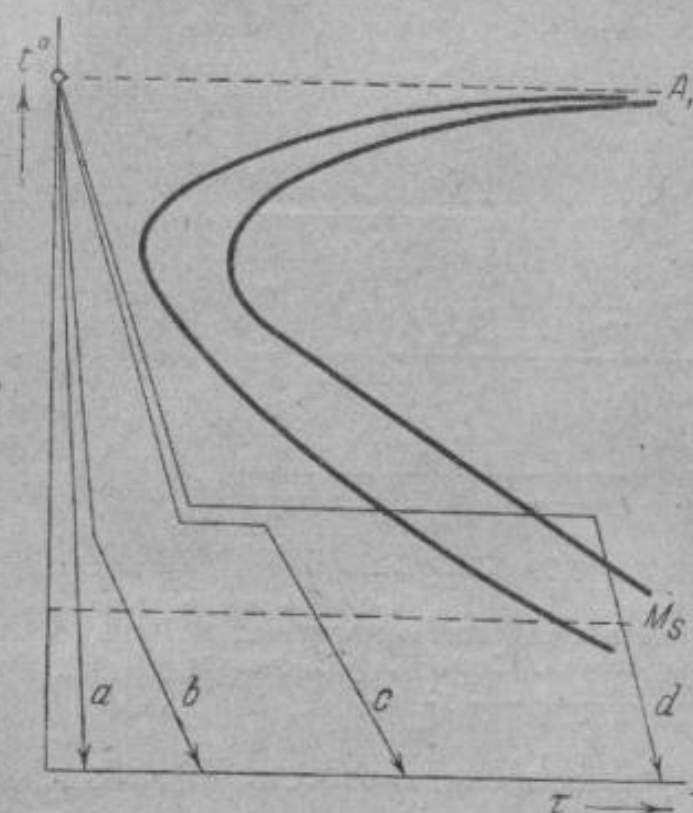
Чем сложнее форма термически обрабатываемого изделия, тем тщательнее надо выбирать условия охлаждения, потому что сложная и неодинаковая в сечении деталь особенно склонна к концентрации внутренних напряжений.

Чем больше сталь содержит углерода, тем больше объемные изменения при превращении, тем при более низкой температуре происходит превращение аустенита в мартенсит, тем легче возникают де-

формации, трещины, напряжения и другие закалочные пороки, тем тщательнее надо выбирать условия закалочного охлаждения для такой стали.

Основными способами закалки являются следующие:

1. Закалка в одном охладителе (фиг. 239, кривая *a*) является наиболее простым способом. Нагретое до закалочных температур изделие погружается в закалочную жидкость, где и остается до полного охлаждения. Этот способ применяется при закалке несложных



Фиг. 239. Кривые охлаждения для различных способов закалки, нанесенные на диаграмму изотермического распада аустенита.

изделий из углеродистых и легированных сталей. При этом для углеродистых сталей диаметром более 5 мм закалочной жидкостью служит вода, а для меньших размеров и для многих легированных сталей закалочной средой является масло. Этот способ применяется и для механизированной закалки, когда изделия из печи автоматически поступают в закалочную жидкость. Для более сложных изделий следует применять другие способы закалки. Для высокоуглеродистой стали с содержанием $C > 0,8\%$ этот метод неприменим (кроме изделий простейшей формы, например шарики, ролики и т. д.), так как создает значительные внутренние напряжения.

Для уменьшения внутренних напряжений изделие иногда не сразу погружают в закалочную жидкость, а некоторое время охлаждают на воздухе, «подстуживают».

Такой способ закалки называется закалкой с подстуживанием.

2. Прерывистая закалка или закалка в двух средах (кривая *b*, фиг. 239). Изделие сначала охлаждают в быстро охлаждающей среде, а затем в медленно охлаждающей. Обычно первое охлаждение делают в воде, а затем изделие переносят в масло или, реже, охлаждают на воздухе. Поэтому этот способ называется закалкой в воде с переброской в масло. Мартенситный интервал проходит при сравнительно медленном охлаждении, что способствует уменьшению внутренних напряжений. Применяется при закалке инструмента из высокоуглеродистых сталей. Применяя этот способ для однотипных деталей, трудно установить и отрегулировать одинаковое время пребывания изделий в первой жидкости, тем более, что это время очень мало и исчисляется секундами.

При излишней выдержке в воде (первая закалочная среда) изделие охладится ниже мартенситной точки, и мартенсит образуется (хотя бы в части объема) при быстром охлаждении в воде, что увеличивает вероятность коробления и трещин. Если выдержка недостаточна, то

изделие не охладилось ниже температуры скорого распада аустенита и вместо закалки, вместо образования мартенсита, произойдет трооститное превращение.

При прерывистой закалке в момент выдачи изделия из воды сердцевина имеет более высокую температуру, чем поверхность. Если слишком рано вынуть деталь из воды, то при высокой температуре сердцевины может произойти не медленное охлаждение поверхностных слоев, а нагрез их изнутри и отпуск мартенсита, если он образовался, или образование из аустенита троостита. Таким образом трудность регулирования и стандартизации выдержки в воде — основной недостаток этого способа. Тем не менее закалка этим способом обязательна для всех закаливающихся в воде инструментальных сталей. Применение этого способа требует от калильщика достаточной квалификации.

3. Струйчатая закалка заключается в обрызгивании интенсивной струей воды. Обычно применяется тогда, когда требуется закалить часть детали. При этом способе не образуется паровой рубашки, что обеспечивает более глубокую прокаливаемость, чем при простой закалке в воде. При струйчатой закалке часть детали, не подвергаемая охлаждающему действию воды, остывает медленно и к окончанию процесса закалки остается еще горячей. Поэтому во избежание разогрева закаленной части теплом незакаливаемой части детали всю деталь окончательно охлаждают в воде (когда она уже потемнела) или в масле.

4. Закалка с самоотпуском. При обычном отпуске, когда все изделие отпускают на одинаковую температуру, вся деталь, прошедшая одинаковые условия закалки и отпуска, обладает во всех точках одинаковыми твердостью и вязкостью. Для ударного инструмента (зубила, кузнечный инструмент и т. д.) такое распределение твердости нецелесообразно. Инструмент обладает высокой стойкостью в работе тогда, когда постепенно и равномерно твердость от рабочей (режущей) части падает к центру и хвостовой (крепежной) части инструмента. Такого распределения твердости можно достичь, только отпуская инструмент по цветам побежалости, хотя в этом случае приходится удовлетворяться менее точным контролем температур отпуска.

Появление цветов побежалости при отпуске в интервале 200—300° объясняется тем, что при этих температурах на чистой (полированной, шлифованной) металлической поверхности возникают тонкие слои окислов. Цвет слоя окисла зависит от толщины; при кратковременном пребывании стали при 220° она покрывается слоем толщиной 0,4 микрона. Этот слой придает поверхности стали светложелтый цвет. Данные об изменении цвета поверхности в зависимости от толщины слоя и температуры приведены ниже, в табл. 20.

Таблица 20

Цвет побежалости	Температура °C	Толщина слоя Å
Соломенножелтый	220—240	450
Оранжевый	240—260	500
Красно-фиолетовый	260—280	650
Синий	280—300	700

Отпуск по цветам побежалости проводят двумя способами. Можно охладить в воде при закалке только рабочую часть инструмента и, вынув ее из воды, дождаться определенного ее нагрева (определяемого по цвету побежалости) теплом той части

инструмента, которая не погружалась в воду, — это собственно и будет закалка с самоотпуском. Можно поступить несколько иначе. Закалить все изделие, затем отпустить в соляной или свинцовой ванне при высокой температуре только нерабочую часть и, используя теплоотдачу, разогреть и рабочую часть инструмента. Заданная степень разогрева и в этом случае определится по цвету побежалости. Нагрев прерывают немедленным охлаждением всего изделия в воде.

Твердость рабочей части определится при данном содержании углерода в стали цветом отпуска. Синий цвет отпуска (побежалости) дает более низкую твердость, чем фиолетовый; фиолетовый — более низкую, чем оранжевый и т. д.

5. Ступенчатая закалка (марттемперинг, см. кривую с на фиг. 239). Как уже указывалось, при прерывистой закалке в момент переноса изделия из воды в масло оно имеет неодинаковую температуру: более тонкие части сечения охлаждаются до низких температур и при скором охлаждении в них может произойти мартенситное превращение. Кроме того, очень трудно отрегулировать процесс и обеспечить постоянное, определенное и притом очень короткое время пребывания изделия в воде.

Этих недостатков лишен способ ступенчатой закалки.

Изделие охлаждается в закалочной среде, имеющей температуру выше мартенситной точки для данной стали. При охлаждении и выдержке в этой среде закаливаемое изделие должно приобрести во всех точках сечения температуру закалочной ванны. Затем следует окончательное, обычно медленное, охлаждение, во время которого собственно и происходит закалка, т. е. превращение аустенита в мартенсит. Этот способ дает закалку с минимальными внутренними напряжениями — термическими и структурными, так как охлаждение разбивается на два этапа.

Однако применение ступенчатой закалки ограничено предельным размером сечения изделия. Горячие, а следовательно, сравнительно медленно охлаждающие среды не позволяют достигнуть критической скорости закалки для более или менее крупных сечений. Применение этого метода при обработке легированных сталей с малой критической скоростью закалки не так уже заманчиво, так как закалка в масле (обычно применяемая для легированных сталей) не создает значительного термического брака и внутренних напряжений и переход с масла на ступенчатую закалку в ряде случаев не дает значительного производственного эффекта.

Таким образом ступенчатую закалку целесообразно применять, главным образом, для изделий ограниченного размера из закаливающих в воде сталей (углеродистой и низколегированных) и менее эффективно для сталей, закаливающих в масле.

В качестве закаливающей среды применяют расплавленные легкоплавкие металлические сплавы, горячие масла и соли.

Металлические закалочные ванны из-за дороговизны и дефицитности компонентов сплава (Sn, Pb, Bi) и большого их расхода (унос) почти не применяются.

Горячее масло (как и холодное) обладает слабой закалочной способностью и поэтому применимо лишь для легированных сталей или для малых сечений. Опасность воспламенения затрудняет применение горячих масел как закалочных сред. Наибольшее применение имеют расплавленные соли (селитры) (табл. 21).

Первая смесь обладает меньшей температурой плавления и наибольшей подвижностью, а поэтому является наиболее интенсивной закалочной средой для ступенчатой закалки. По интенсивности охлаждения смесь $\text{NaNO}_2 + \text{KNO}_3$ при температуре 150—170° занимает среднее положение между водой и маслом. Эти соли при более высокой температуре (220—250°), так же как смесь $\text{KNO}_3 - \text{NaNO}_2$ закалывают уже значительно менее интенсивно.

После закалки в селитре с температурой 220—230° и после выдачи из нее сталь находится в аустенитном состоянии. Пластичный аустенит можно подвергать деформа-

Таблица 21

Закалочные соли

Соль	Температура плавления, °С	Температура применения, °С
55% KNO_3 +45% $NaNO_2$	137	150—500
55% $NaNO_3$ +45% $NaNO_2$	221	230—550
55% KNO_3 +45% $NaNO_3$	218	230—550
$NaNO_3$	317	325—600
KNO_3	337	350—600

ции без опасения вызвать трещины. Поэтому те коробления, которые вызвали нагрев и охлаждения (если таковые были), могут быть в этот момент исправлены. Такой метод правки (рихтовки) изделий в аустенитном состоянии при ступенчатой закалке широко практикуется, в особенности в инструментальном деле.

При температуре закалочной среды ниже мартенситной точки (например 160°) это важное технологическое преимущество ступенчатой закалки (правка в аустенитном состоянии) не может быть использовано, так как после выдачи из закалочной ванны сталь уже частично превратилась в мартенсит. Однако более широкий диапазон сечений (для углеродистых инструментальных сталей до диаметра в 15 мм) при отсутствии значительных напряжений и брака по закалочным трещинам обеспечил широкое применение и этого вида ступенчатой закалки (с температурой соли ~150°).

Практика закалки инструмента из углеродистой стали показала, что для большинства инструментов ступенчатая закалка по первому варианту с получением при выдаче из ванны аустенита возможна для инструмента диаметром (толщиной) до 5—6 мм. Инструмент диаметром до 15 мм можно закалывать по второму варианту — в соляной ванне с температурой 160—170°. При такой закалке после выдачи из закалочной ванны получается аустенитно-мартенситная структура, и, следовательно, правка невозможна.

6. Изотермическая закалка (аустемперинг, см. кривую d на фиг. 239).

В отличие от ступенчатой при изотермической закалке необходимо выдерживать сталь в закалочной среде столько времени, чтобы успело закончиться изотермическое превращение аустенита.

Обычно температура изотермического распада лежит в интервале 250—300°, т. е. в районе образования бэйнита. В результате изотермической закалки с распадом аустенита в этом районе температур сталь обладает высокой твердостью ($R_c = 40—50$) и вязкостью¹.

Поэтому в тех случаях, когда при указанной выше твердости требуется высокая вязкость (например, пружины, ударный инструмент и т. д.), целесообразно применять изотермическую закалку.

Продолжительность выдержки в закалочной среде определяется временем превращения аустенита при данной температуре (ее находят по диаграмме изотермического распада аустенита для данной стали).

§ 8. Практические приемы закалки

При закалке изделий сложной формы, в особенности, если их закаливают в воде, большое значение имеет правильный выбор способов погружения детали в закалочную жидкость.

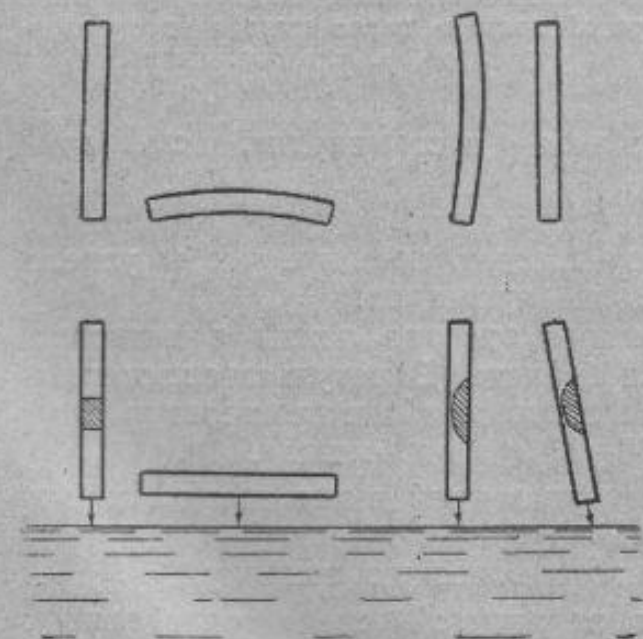
¹ Изотермическая закалка на более низкую или высокую твердость не дает этих преимуществ.

Даже у самых простых по форме изделий не вся поверхность охлаждается одинаково интенсивно. Возьмем в качестве примера цилиндр. Эвакуация пузырьков пара облегчена с круглой, цилиндрической поверхности и затруднена с плоских, торцевых. Если цилиндр погружается вертикально, то нижняя торцевая поверхность охлаждается медленнее, чем верхняя, так как на ней пузырьки газа удаляются самопроизвольно вследствие разницы в удельных весах пара и воды. Чем сложнее по форме изделие, чем быстрее охлаждает жидкость и чем больше в данной стали мартенситное превращение вызывает изменение объема, тем большее значение имеет выбор способа погружения в закалочную жидкость.

Приведем примеры. Если прямоугольный брус большой длины (фиг. 240) погружать вертикально, то все четыре стороны охлаждаются одинаково. Разница в охлаждении верхнего и нижнего торцов не скажется, так как поверхность этих торцов по сравнению со всей поверхностью невелика. Поэтому при таком способе погружения коробление будет минимальным.

Если этот же брус погружать плашмя, то верхняя боковая поверхность будет охлаждаться быстрее нижней, что вызовет сильное коробление. Та поверхность, которая охлаждается быстрее, сократится в длине и вызовет искривление (см. верхнюю часть фиг. 240).

Если брус имеет несимметричное сечение, например, с одной стороны плоскость, с другой — овал или круг (например полукруглые напильники), то при вертикальном погружении сторона с большей поверхностью, т. е. полукруглая, будет охлаждаться быстрее, и деталь покоробится (см. верхнюю часть фиг. 240). Для того чтобы коробление было меньше, изделие погружают в воду под углом, обратив полукруглую сторону вниз, чтобы замедлить охлаждение этой стороны изделия. Получаемая при этом приблизительно одинаковая скорость охлаждения с обеих сторон обеспечивает минимальное коробление.



Фиг. 240. Коробление в зависимости от способа погружения в воду квадратного и полукруглого бруска.

Во многих случаях приходится делать местную закалку, т. е. закалывать одну какую-то часть изделия. Для этого применяют несколько способов.

Можно нагревать часть изделия путем неполного погружения его в соляную или свинцовую ванну.

Можно неполностью погружать изделия в закалочную жидкость, и тогда та часть, которая не была погружена, не закалится.

Применяя струйчатую закалку, закалывают лишь ту часть изделия, на которую направлена струя воды. Наконец, можно обмотать отдельные части изделия шнуровым асбестом или другим (плохо проводящим тепло)

материалом и предохранить от закалки эти части.

Чтобы уменьшить коробление, применяют механические средства, препятствующие короблению изделия.

Этот прием осуществляют при закалке тонких сверл, которые погружают в масло в горизонтальном положении и затем в масле во время остывания раскатывают между двумя плоскостями.

Для изделий больших размеров применяют специальные прессы или аппараты, где изделия по выдаче из печи зажимают в специальных зажимах и затем погружают в закалочный бак. Иногда изделию в этот момент придают окончательную форму (рессоры).

§ 9. Дефекты, возникающие при закалке

Неправильно проведенная закалка может вызвать различного вида брак. Наиболее распространенными видами брака являются: недостаточная твердость, повышенная хрупкость, мягкие пятна, обезуглероживание и окисление поверхности и, наконец, коробление, деформация и трещины.

Появление этих дефектов вызывают следующие причины.

а) *Недостаточная твердость закаленного изделия* объясняется недогревом (низкая температура в печи, недостаточная выдержка при правильной температуре в печи) или недостаточно интенсивным охлаждением. В первом случае мартенсит не обладает достаточной твердостью (не содержит достаточно углерода); во втором случае аустенит не переохлаждается до мартенситного превращения, и структура полностью или частично состоит из продуктов распада аустенита (троостит, сорбит). Повышение температуры печи или удлинение выдержки в первом случае устраняет пониженную твердость закаленных изделий.

Во втором случае следует применять более интенсивное охлаждение, т. е. во время закалки энергично двигать деталь в закалочной жидкости или применять вместо простой воды соленую или подкисленную. Недостаточную твердость можно устранить повышением температуры закалки или увеличением длительности выдержки, так как это создает более однородный аустенит, склонный к закалке. Если эти меры ведут к сильным закалочным деформациям или к огрубению структуры (зерна в изломе), то надо углеродистые стали заменять легированными.

Если нормальная твердость закаленного изделия после отпуска понижается, это значит, изделие отпускали при более высокой, чем это необходимо, температуре или при более длительной, чем нужно, выдержке. Этот дефект устраняют повторной термообработкой, т. е. новыми закалкой и отпуском.

б) *Образование мягких пятен* также является следствием недостаточного прогрева или недостаточно интенсивного охлаждения. Методы устранения те же, какие приведены выше.

Иногда мягкие пятна появляются из-за неоднородности исходной структуры, например скоплений феррита. В этих местах при нагреве до температуры закалки может сохраниться феррит или получиться аустенит недостаточной концентрации. Естественно ожидать, что в этих местах даже при правильно проведенной закалке будет обнаружена недостаточная твердость. Предварительная термическая обработка (нормализация), создающая более однородную структуру, устраняет этот дефект.

в) *Повышенная хрупкость* — дефект, обычно появляющийся в результате закалки от излишне высоких температур (более высоких, чем это требуется), при которых произошел рост зерна аустенита. Дефект обнаруживается механическими испытаниями, или по излому, или по микроструктуре. Устраняют дефект повторной закалкой от нормальных для данной стали температур.

Хрупкость в отпущенном состоянии может быть следствием неправильно проведенного отпуска. В этом случае излом или микроструктура обычно не обнаруживают хрупкого состояния; оно обнаруживается только механическими испытаниями.

Для низкоотпускаемых сталей хрупкость бывает следствием перепуска, если отпуск делали не при 150—200°, а при 250—300° в районе превращения остаточного аустенита.

У улучшаемых сталей, склонных к отпускной хрупкости, слишком длительная выдержка или замедленное охлаждение при отпуске вызывает отпускную хрупкость. В обоих случаях для устранения хрупкости прибегают к повторной термообработке (закалке и отпуску).

г) *Окисление и обезуглероживание поверхности* всегда происходит при нагреве в пламенных или электрических печах без контролируемой атмосферы. Поэтому дают припуск на шлифование, что удорожает и усложняет технологию изготовления термически обрабатываемых изделий. Контролируемая искусственная атмосфера в термических печах является радикальным способом устранения или уменьшения этого дефекта.

В некоторых случаях при отсутствии установок для приготовления искусственной атмосферы нагрев производят в ящиках с чугуновой стружкой или с древесным углем. Это устраняет обезуглероживание и значительно уменьшает окисление.

Нагрев в солях также способствует уменьшению окисления и обезуглероживания. Для полного устранения обезуглероживания и даже для некоторого небольшого науглероживания к солям (хлористым типа NaCl, KCl, BaCl₂ или углекислым Na₂CO₃, Ba₂CO₃ и т. д.) добавляют циансодержащие соли [K₄Fe(CN)₆; K(CN); Na(CN)].

д) *Деформация, коробления и трещины* являются следствием внутренних напряжений, причину возникновения которых мы рассмотрели выше.

Медленное охлаждение при закалке выше 650° и в районе мартенситного превращения является самым эффективным способом уменьшения напряжений и устранения этого вида дефектов. Мелкие изделия, так же как и простые по форме, без острых углов и резких переходов, менее склонны к короблению. Поэтому при конструировании придание изделию технологичной формы является важным способом уменьшения этого вида дефекта. Более сложные по форме изделия целесообразнее изготавливать из легированных, закаливаемых в масле сталей, чем из углеродистых, закаливаемых в воде.

Трещина является, конечно, непоправимым браком. Коробление и поводку устраняют последующей рихтовкой или правкой, если коробление не выходит за определенные пределы по размеру.

Небольшая деформация, не изменяющая размера изделия сверх положенных припусков, не является браком.

§ 10. Отжиг

Отжигом называют нагрев стали выше критической точки с последующим медленным охлаждением. В результате отжига получается распад твердого раствора аустенита с образованием феррита и перлита в доэвтектоидной стали, перлита — в эвтектоидной стали, цементита и перлита — в заэвтектоидной стали.

Различают три вида отжига (фиг. 241):

- 1) превышающий лишь температуру A_{c1} — неполный отжиг (обычный для заэвтектоидных сталей);
- 2) превышающий немного (на 20—30°) температуру A_{c3} — полный отжиг (обычный отжиг для доэвтектоидных сталей);
- 3) значительно превышающий температуру A_{c3} (высокий отжиг или гомогенизация).

Отжигу подвергают ответственные детали или заготовки как до механической обработки, так и после нее.

Отжигом достигают:

- 1) вторичной перекристаллизации для получения однородного состояния и улучшения пластичности и вязкости;
- 2) понижения твердости для облегчения механической обработки;
- 3) уничтожения внутренних напряжений, полученных от предыдущих операций, во избежание образования различных дефектов;
- 4) уничтожения следов первичной кристаллизации (например, у литых деталей);
- 5) регенерации или измельчения зерна, увеличенного в результате предыдущих операций.

В зависимости от исходного состояния стали отжиг разделяется на три группы:

- 1) отжиг литой стали;
- 2) отжиг горячекатаных или кованных сталей;
- 3) отжиг холоднодеформированных сталей¹.

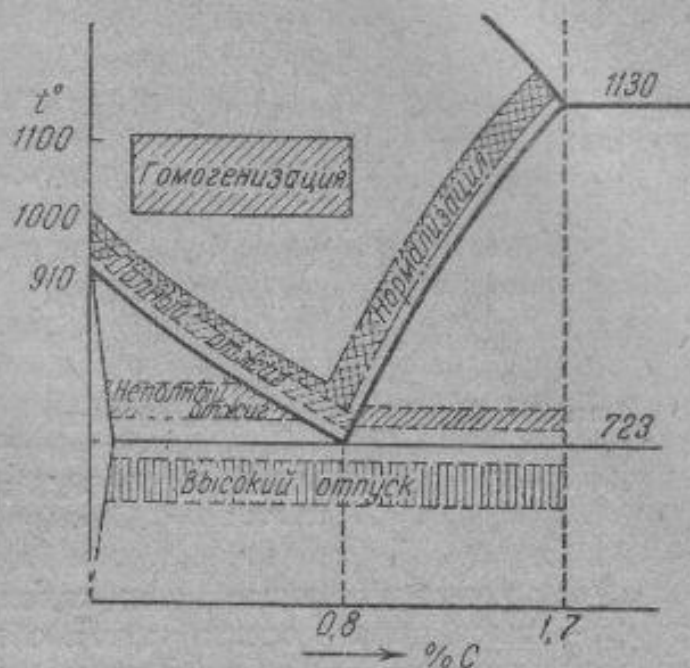
Отжиг литой стали

Применительно к литой стали различают следующие виды отжига:

- а) отжиг фасонного литья;
- б) отжиг слитков (гомогенизация).

Фасонные стальные отливки изготовляют из стали, содержащей от 0,1 до 0,5% С. Непосредственно после затвердевания стальное литье имеет крупнозернистую микроструктуру с наличием первичной дендритной структуры. В таком виде литье имеет низкие механические свойства: очень низкий предел пропорциональности (упругости) и очень низкую вязкость. Вследствие значительных внутренних напряжений отливки с течением времени могут изменить размеры. Поэтому, если стальное литье предназначено на более или менее ответственные детали, их необходимо перед механической обработкой отжигать.

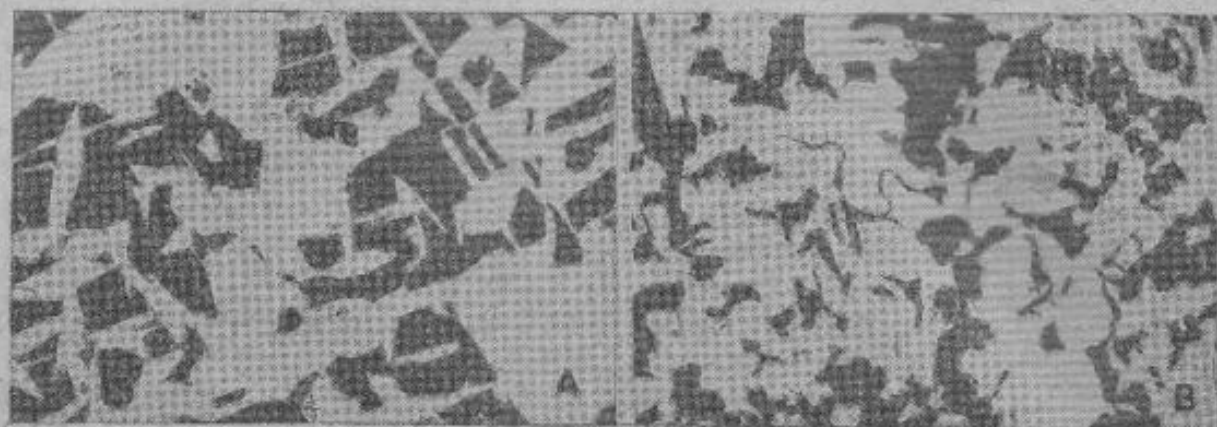
Так как при отжиге стального литья стремятся не только устранить внутренние напряжения, но также улучшить микроструктуру и механические свойства, то нагрев производят на температуру $A_{c3} + 30^\circ$. Микро-



Фиг. 241. Схема температур нагрева для различных видов отжига.

¹ Об отжиге холоднодеформированных сталей см. гл. VIII «Рекристаллизация».

структуры стальной отливки до и после отжига показаны на фиг. 242, А и В. Данные о механических свойствах показывают степень улучшения литой стали в результате отжига.



Фиг. 242. Микроструктура литой стали 0,3% С; 0,79% Мп до (А) и после (В) отжига. Механические свойства:

А— $\sigma_B=52$ кг/мм²; $\sigma_s=26$ кг/мм²; $\delta=19,5\%$; $\psi=31\%$; $a_{Izod}=16$; В— $\sigma_B=53$ кг/мм²; $\sigma_s=29$ кг/мм²; $\delta=24,5\%$; $\psi=46\%$; $a_{Izod}=20$ (Сиско).

Гомогенизацией называется такая термообработка, назначение которой — выравнивать состав стали, обладающей неоднородностью после ее затвердевания (из-за дендритной ликвации). Для выравнивания состава, т. е. уменьшения или уничтожения дендритной ликвации, необходимо создать наилучшие условия для протекания диффузионных процессов, т. е. повысить температуру и увеличить время выдержки.

Гомогенизация применяется к литым слиткам (преимущественно легированной стали) перед горячей обработкой давлением. Процесс заключается в нагреве стали до температуры 1100—1150° с длительной выдержкой в течение 12—15 час. и с последующим медленным охлаждением до 200—250°. В результате гомогенизации улучшается макроструктура и одновременно ухудшается микроструктура, так как сталь приобретает крупнокристаллическое строение. Механические свойства ухудшаются, излом получается межкристаллический. Для улучшения микроструктуры и повышения механических свойств следует после гомогенизации давать нормальный отжиг. Однако после гомогенизации слитки прокатывают, что измельчает зерно, поэтому надобность в таком предварительном отжиге отпадает.

Процесс гомогенизации часто называют диффузионным отжигом.

Отжиг кованных (катаных) сталей

Для горячекатаных (или кованных) изделий применяют также различные виды отжига.

а) Нормальный полный отжиг. При нормальном полном отжиге стальные изделия нагревают выше верхней критической точки A_{c3} на 30° с последующим медленным охлаждением вместе с печью в горячем песке или в горячей золе. Углеродистые стали охлаждают со скоростью 100—200° в час до температуры 500° или ниже; легированные стали охлаждают в печи со скоростью 50—60° в час, а высоколегированные — иногда и медленнее.

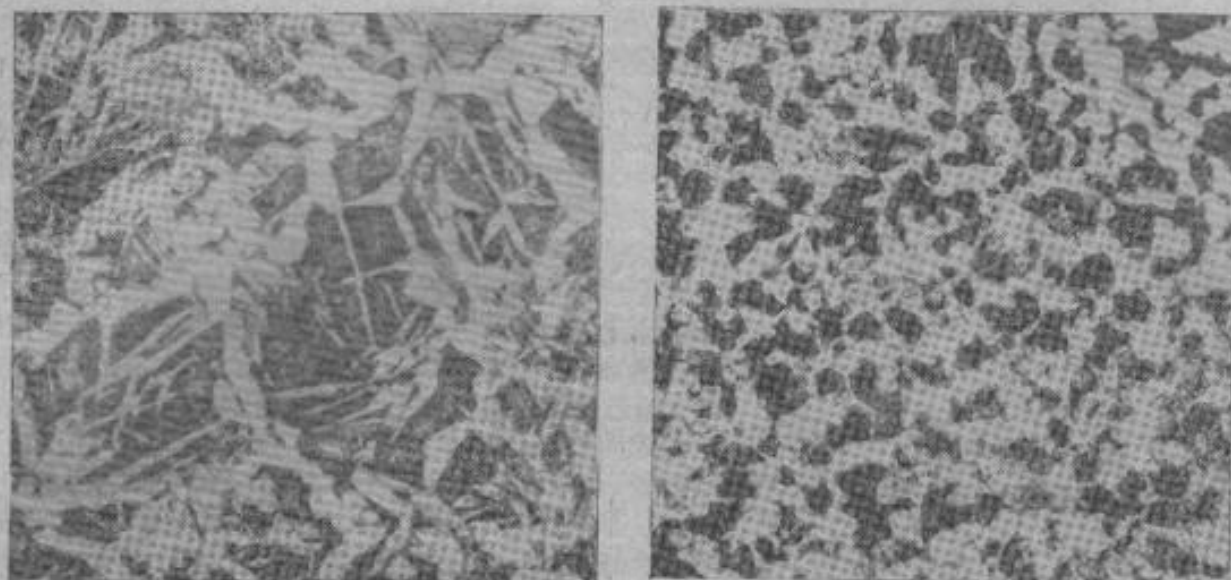
Стали, прошедшие горячую обработку давлением, приобретают крупнозернистую структуру в случае окончания прокатки иликовки

при слишком высоких температурах или полосчатую структуру — в случае окончания обработки давлением при слишком низких температурах. Вследствие неравномерности охлаждения после горячей обработки давлением обычно возникают внутренние напряжения.

Для полного устранения указанных дефектов горячей обработки давлением радикальным средством является отжиг.

Изменение микроструктуры горячекатаной стали до и после отжига изображено на фиг. 243, а и б.

Фиг. 243, а показывает микроструктуру стали после окончанияковки при высокой температуре. Структура характеризуется крупно-



а

б

Фиг. 243. Микроструктура горячекатаной стали до (а) и после (б) отжига.
×200.

зернистостью и игольчатым выделением избыточного феррита (такая структура называется видманшtedтовой). Аналогичная структура получается и при перегреве при отжиге, когда температура отжига значительно превосходит A_{c_2} . Отжиг такой стали при нормальной температуре делает сталь мелкозернистой и приводит к равномерному распределению по сечению феррита и перлита (фиг. 243, б).

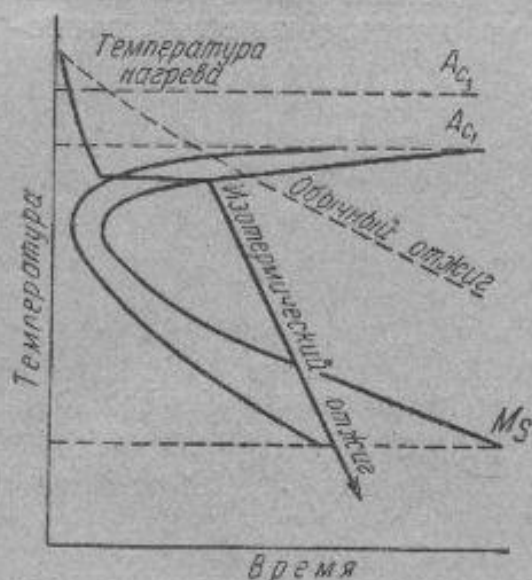
б) **Неполный отжиг.** При неполном отжиге нагрев производится при температурах в интервале критических точек A_{c_1} и A_{c_2} для доэвтектоидных сталей. Обычно при неполном отжиге сталь нагревается до 770—800°.

Неполный отжиг применяется в тех случаях, когда предварительная горячая обработка давлением была проведена и закончена правильно. Неполный отжиг необходим для перекристаллизации перлита и снятия внутренних напряжений; феррит сохраняет то распределение, которое было до отжига. Для экономии топлива неполный отжиг широко применяют вместо обычного полного отжига, который требует более высоких температур.

в) **Ступенчатый, или изотермический, отжиг.** При изотермическом отжиге фазовая перекристаллизация совершается при постоянной температуре, а поэтому этот вид отжига дает более однородную структуру. Для изотермического отжига сталь нагревают, как и при обычном отжиге, до температуры $A_{c_2} + 30^\circ$, выдерживают неко-

торое время, а затем относительно быстро охлаждают до температуры немного ниже A_1 ($630-700^\circ$) и снова выдерживают при этой температуре до полного распада аустенита (фиг. 244). После этого сталь охлаждают на воздухе. Распад аустенита совершается при указанной постоянной температуре.

Изотермический отжиг особенно удобен для больших поковок или для больших партий деталей среднего размера. При этом получается значительная экономия во времени по сравнению с обычным отжигом.



Фиг. 244. Схема изотермического и обычного отжига.

Для многих легированных сталей изотермический отжиг является незаменимой операцией в тех случаях, когда обычным отжигом не удастся достаточно снизить твердость.

г) Сфероидизация. Сфероидизацией называют термическую обработку, которая заключается в нагреве стали до температуры немного выше A_{c1} , выдержке при этой температуре и затем в медленном переходе критической точки A_1 , в результате чего благодаря наличию мелкого зерна аустенита и присутствию большого количества нерастворившихся включений вторичного цемента образуется зернистый перлит¹.

Температура отжига на зернистый перлит для углеродистых заэвтектоидных сталей обычно лежит в пределах $730-760^\circ$. Более высокая температура отжига может повести к образованию пластинчатого перлита².

д) Отпуск при высокой температуре (низкий отжиг). Отпуск при температурах, близких к критической точке A_{c1} ($650-680^\circ$), применяется для снижения твердости некоторых преимущественно высоколегированных сталей. Чем ближе температура нагрева при отпуске к критической точке A_{c1} , тем сильнее снизится твердость; однако не рекомендуется близко подходить к точке A_{c1} из-за возможности случайного перехода через нее.

Отпуск при высокой температуре применяется, главным образом, к легированным сталям, у которых превращение в районе температур образования феррито-цементитных смесей или не совершается или совершается весьма длительно. Обычным способом такие стали отжигаются с большим трудом.

§ 11. Нормализация

Под нормализацией понимается такая термическая обработка, которая состоит в нагреве стали до температуры $A_{c3} + 30-50^\circ$ с последующим охлаждением на спокойном воздухе (не на ветру).

¹ Сфероидизация, по существу, является неполным отжигом заэвтектоидных сталей. Полный отжиг (с нагревом выше A_{c3}) для заэвтектоидных сталей не применяется, так как при этом виде отжига образуется пластинчатый перлит, а избыточный цементит (в сталях, где $C > 1,0\%$) выпадает в виде сетки.

² Эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью при структуре зернистого перлита. Доэвтектоидные стали лучше обрабатываются режущим инструментом при структуре феррит плюс пластинчатый перлит.

Нормализацию можно рассматривать как один из видов отжига, хотя превращение аустенита происходит при более значительном переохладении точки A_1 .

Структура, получаемая в результате нормализации, в значительной мере зависит от состава стали: у малоуглеродистых сталей (до 0,3% С) структура получается перлитно-ферритная, а у среднеуглеродистых и у низколегированных сорбит с небольшим количеством структурно-свободного феррита.

Механические свойства после нормализации отличаются (если сравнить нормализованное состояние с отожженным) более высокой прочностью (H_B , σ_B , σ_s) и меньшей пластичностью (δ , ψ). Различие это тем больше, чем меньше содержит сталь углерода (и легирующих элементов).

Нормализация, являясь более дешевой термической операцией, чем отжиг, заменила почти полностью отжиг применительно к простым мало- и среднеуглеродистым сталям (0,2—0,3% С).

Для среднеуглеродистых сталей (0,3—0,5% С) различие в свойствах нормализованной и отожженной стали более значительно — в этом случае нормализация не может заменить отжига. Но для этих сталей нормализацией часто заменяют более дорогую операцию улучшения (как известно, состоящую в двойной обработке: закалка + отпуск при высокой температуре). Нормализация в этом случае придает стали по сравнению с отожженным состоянием более высокую крепость, но по сравнению с улучшенным состоянием нормализованная сталь имеет несколько меньшую пластичность и вязкость. Для ответственных деталей нормализация дает достаточно удовлетворительные механические свойства; для ответственных деталей следует все же применять улучшение.

ЛИТЕРАТУРА

Гуляев А. П., Лахтин Ю. М., Гарусин А. И., Термическая обработка стали, Машгиз, 1946.

Канторович И. Е., Термическая обработка стали и чугуна, Metallurgиздат, 1945.

Лекции для рабочих-стахановцев по термической обработке стали. Издание Ленингр. о-ва металлургов, 1940—1941 г.

Минкевич Н. А., Курс термической обработки стали, ОНТИ, 1935.

ГЛАВА XII

ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА СТАЛИ

§ 1. Классификация методов поверхностной закалки

Для получения большой твердости на поверхности с сохранением вязкой сердцевины применяют:

1. Термическую химико-обработку, т. е. изменение состава поверхностных слоев.

2. Поверхностную закалку различными методами.

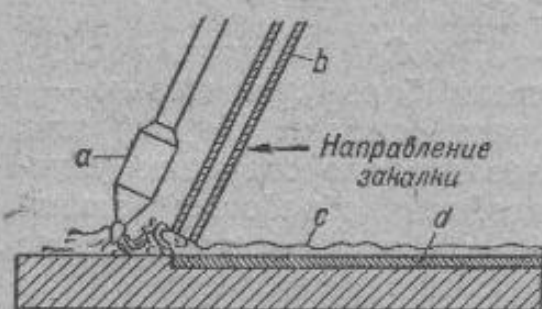
Поверхностная закалка выгодно отличается от химико-термической обработки значительно меньшей продолжительностью процесса.

Из разнообразных методов поверхностной закалки наиболее часто применяют два способа, заключающихся в нагреве:

- а) поверхности закаливаемого изделия пламенем ацетилено-кислородной горелки (так называемая «пламенная закалка»);
- б) электротоком, проходящим в поверхностных слоях изделия; в этом случае ток высокой частоты индуцируется в поверхностных слоях закаливаемого изделия (так называемая «индукционная закалка»).

§ 2. Поверхностная закалка при нагреве ацетилено-кислородным пламенем

Сущность этого метода заключается в том, что ацетилено-кислородное пламя движется с определенной скоростью (около 150 мм/мин)



Фиг. 245. Схема процесса закалки кислородно-ацетиленовым пламенем плоской детали:

a—горелка; *b*—водопроводная трубка; *c*—вода; *d*—закаленный слой.

вдоль закаливаемой детали и нагревает ее до температуры выше A_{c3} на некоторую глубину (от 2 до 6 мм, а в отдельных случаях — до 25 мм). Вслед за горелкой на определенном расстоянии от нее движется с той же скоростью струя воды для быстрого охлаждения нагретого слоя (фиг. 245). При поверхностной закалке продолжительность нагрева и время выдержки по сравнению с общим нагревом в печи малы, поэтому, естественно, что необходима более высокая температура нагрева, но не чрезмерная, могущая вызвать перегрев и образование трещин. Обычно при поверхностной

ацетиленовой закалке применяют температуру, превышающую критическую точку A_{c3} на 80—100°.

Температуру нагрева и глубину закаленного слоя регулируют двумя параметрами: скоростью продвижения (или вращения) горелки и расстоянием ее от детали. При очень быстром вращении перегрев получается незначительным и глубина закаленного слоя небольшой.

Во избежание перегрева при закалке следует увеличивать расстояние от горелки до детали, но это замедляет нагрев.

При поверхностной закалке сталь нагрета выше A_{c3} и A_{c1} на определенную глубину, а более глубокие слои металла остаются неагретыми, поэтому структуру металла сердцевины можно заранее подготовить. Например, всю деталь предварительно можно улучшить, т. е. закалить с последующим отпуском при 550—600°; последующая поверхностная закалка не изменит состояния сердцевины.

Широкому распространению этого способа поверхностной закалки для ответственного машиностроения и в авиастроении, в частности, препятствует ряд недостатков, характерных для этого способа закалки.

Даже применяя горелки высокого давления, не удается поддерживать установившееся пламя. Температура пламени неизбежно колеблется, а это вызывает неравномерный нагрев стали с поверхности. Кроме того, при нагреве деталей с большими колебаниями в диаметре окружная скорость нагрева в различных частях детали сильно изменяется, что также обуславливает неравномерный нагрев.

Другим недостатком ацетилено-кислородной закалки является структурная неоднородность закаленного слоя, которая обнаруживается уже на небольшой глубине: среди основной структуры мартенсита имеются отдельные участки троостита, а иногда и участки феррита. Обычно структура поверхностного слоя состоит из трех зон в соответствии с температурой, достигнутой в этих слоях при нагреве (фиг. 246).

Температура резко падает от поверхности к центру. Слой I был нагрет до температур выше A_{c3} и после закалки получил мартензитную структуру, очевидно, более крупнозернистую на поверхности, где была получена более высокая температура. Для получения более однородной структуры в закаленном слое необходимо применять наследственно мелкозернистые стали. Слой II был нагрет ниже A_{c3} и выше A_{c1} . Получается в нем структура неполной закалки мартенсит+феррит. Слой III был нагрет ниже A_{c1} и в нем, следовательно, сохранилась исходная структура.

В общем машиностроении этот способ получил широкое распространение. В авиастроении этот способ вследствие отмеченных недостатков не применяется.

§ 3. Поверхностная закалка при нагреве электрическим током

Электрический ток, проходя по детали, как по проводнику, встречает сопротивление, в результате чего эта деталь нагревается. Количество тепла можно подсчитать по известной формуле.

$$Q = 0,239 I^2 R \tau \text{ кал.} \quad (1)$$

Изменением силы тока I можно получить любое количество тепла и, следовательно, любую температуру. Сопротивление проводника металла R зависит от рода металла, а время воздействия тока τ для увеличения производительности процесса берут небольшой продолжительности.

Было установлено (Н. В. Гевелинг), что электроток, проходя по детали, не только вызывает нагрев этой детали, но оказывает особое влияние и на структуру сплавов. Это «особое» влияние состоит в том, что под действием электротока значительно ускоряется процесс диффузии и увеличивается скорость растворения карбидов. Зерно аустенита растет очень незначительно даже при очень больших перегревах по температуре, структура получается более мелкая по сравнению с обычной закалкой.

При нагреве током вследствие электросопротивления внутри гетерогенного сплава плотность тока увеличивается у поверхности карбидов, и в этом месте, на поверхности раздела фаз, сосредоточивается большее количество тепла, которое вызывает быстрое растворение этих карбидов (фиг. 247).

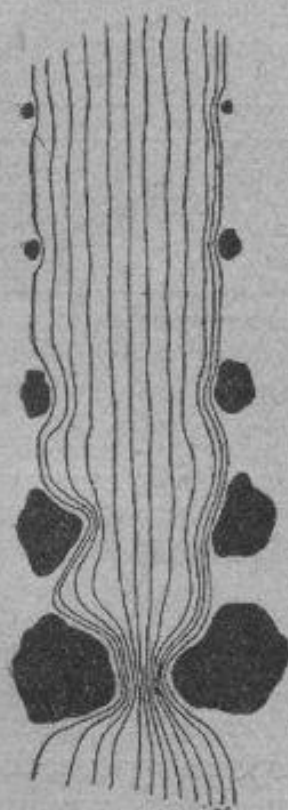
Такое неравномерное распределение плотности тока обусловлено различной электропроводностью отдельных структурных составляющих: например, электропроводность феррита в 10 раз больше электропроводности цементита. Интенсивное образование твердого раствора обусловлено быстрым растворением карбидов.

Размер зерна аустенита оказывается значительно меньше при высокой температуре, но при очень кратковременной выдержке (секунды), чем при нормальной температуре нагрева $A_{c3} + 20^\circ$ и при выдержке в несколько десятков минут. В связи с последним обстоятельством микроструктура после нагрева электротоком получается более мелкой даже при значительном перегреве.

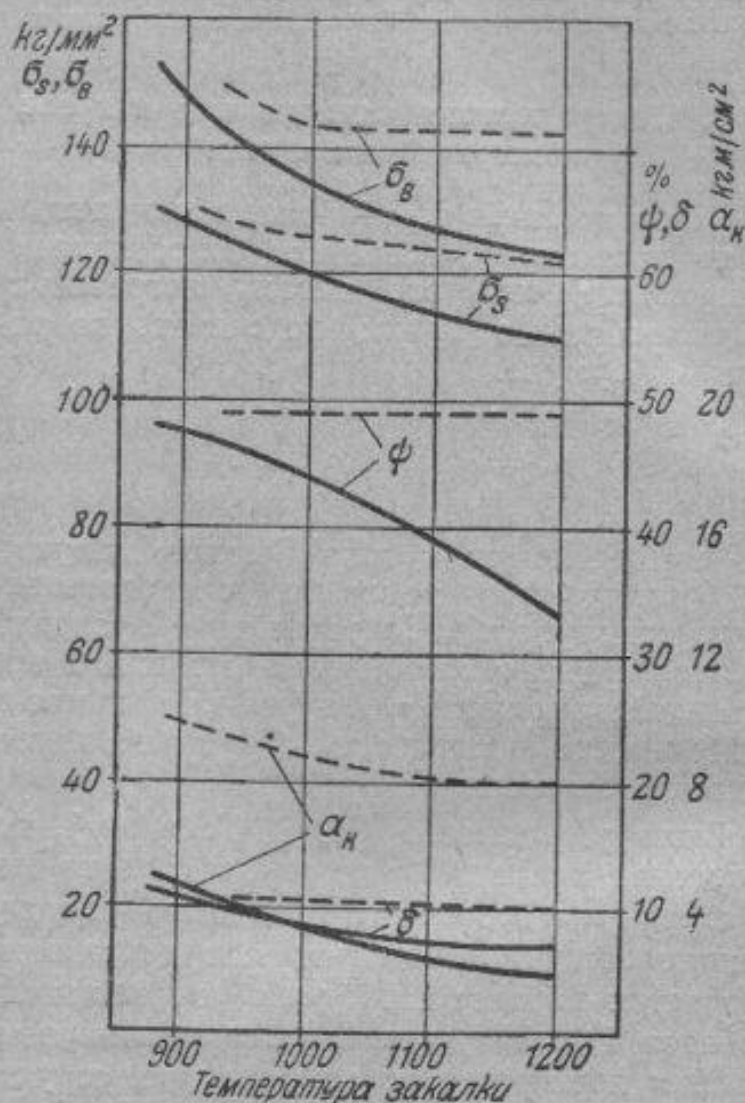


Фиг. 246. Распределение температуры от поверхности в глубину изделия при нагреве кислородно-ацетиленовым пламенем.

Поэтому при нагреве электротокком механические свойства оказываются выше и перегрев не сказывается так сильно на ухудшении свойств. На фиг. 248 приводятся данные о влиянии температуры перегрева на механические свойства стали хромансиль при нагреве в печи (сплошные линии) и при нагреве электротокком (пунктирные линии).



Фиг. 247. Схема обтекания электрическим током препятствий различной величины (карбиды, неметаллические включения и т. п.) (Гевелинг).



Фиг. 248. Механические свойства стали 30XГС в зависимости от температуры нагрева при закалке. Сплошные линии — нагрев в печи; пунктирные линии — сквозной нагрев токами высокой частоты (Тарусия).

Для нагрева электротокком в настоящее время пользуются почти повсеместно токами высокой частоты.

Как известно, обычный переменный ток в городской сети имеет частоту 50 гц и относится к токам низкой частоты (промышленная частота). Переменный ток с частотой выше 500 гц относится к токам высокой частоты. При этом токи высокой частоты разбивают на две группы: звуковая частота от 500 до 5000 гц и радиочастота — от 15 000 до 10^7 гц. Распределение переменного тока по сечению проводника показано на фиг. 249 (кривая 1), но практически считают, что ток идет лишь по поверхностному слою 2 с одинаковой плотностью, а внутренняя часть проводника свободна от тока. Это условное распределение

плотности тока называют «глубиной проникновения тока» (обозначается δ). Толщина этого условного слоя, или глубина проникновения тока,

$$\delta = \frac{1}{2\pi f} \sqrt{\frac{\rho}{\mu}}, \quad (2)$$

где f — частота тока в герцах;
 ρ — удельное сопротивление проводника;
 μ — магнитная проницаемость.

Из приведенного уравнения видно, что чем больше частота, тем меньше глубина проникновения тока.

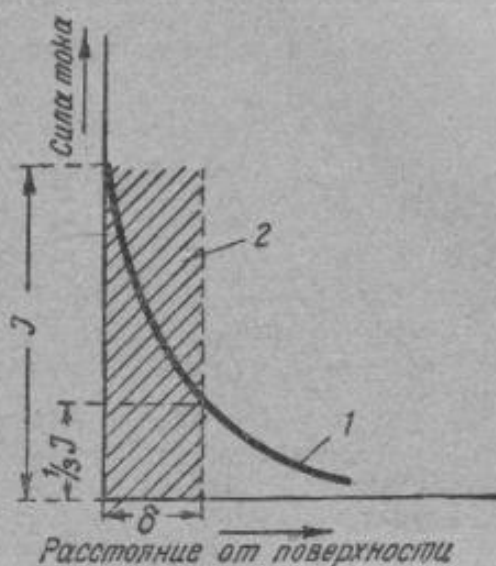
Ориентировочно, для выбора частоты тока f можно воспользоваться следующим соотношением:

$$\delta = \frac{500}{\sqrt{f}} \text{ см}, \quad (3)$$

где δ — глубина проникновения тока, практически равная глубине закалки.

Помимо влияния частоты тока на глубину проникновения, последняя зависит также от рода металла и его температуры: с повышением температуры глубина проникновения увеличивается. При этом у металлов парамагнитных (медь, алюминий, хром, платина) это увеличение происходит вследствие увеличения удельного сопротивления и изменяется не так сильно, как у ферромагнитных металлов (железо, никель, кобальт). Например, при нагреве стали до температуры выше A_{c1} глубина проникновения тока увеличивается в десятки раз. Это увеличение происходит, главным образом, вследствие сильного падения магнитной проницаемости μ при переходе точки Кюри, когда μ от значения 200—600 падает до единицы, а также из-за увеличения удельного сопротивления (образование твердого раствора).

Влияние частоты тока и температуры на величину глубины проникновения приведено в табл. 22.



Фиг. 249. Распределение переменного тока по проводнику.

Таблица 22

Частота тока, гц	Глубина проникновения тока, мм		
	красная медь при 15°	Сталь 1045	
		при 15°	при 850°
50	10	2	90
2 000	1,5	0,5	14
10 000	0,7	0,2	6
300 000	0,1	0,05	1

При нагреве токами высокой частоты или при индукционном высокочастотном нагреве магнитный поток, создаваемый переменным током, проходящим по проводнику, наводит в металле детали, помещенной внутри проводника, вихревые токи, так называемые токи Фуко, которые и нагревают деталь.

Наведенные токи Фуко в детали образуются следующим образом. При прохождении по проводу переменного тока вокруг него образуется магнитное поле, которое так-

же меняет свое направление или перематывается много раз в секунду. В результате в металле детали, находящейся в таком магнитном потоке, образуется электрический наведенный ток. Чем выше частота тока, тем значительнее токи Фуко и тем интенсивнее нагрев.

Для нагрева металла высокочастотным индукционным методом необходимо прежде всего иметь ток высокой частоты, который получают от специального машинного генератора (частота в диапазоне от 500 до 5000 и даже до 15000 гц) или от лампового генератора (частота в диапазоне до 10 000 000 гц).

При выборе мощности генератора следует руководствоваться поверхностью нагрева детали, считая, что на 1 см² поверхности потребуется мощности от 0,2 до 0,5 ква. В случае нагрева деталей с очень большой поверхностью (свыше 300 см²) следует нагревать всю поверхность не сразу, а последовательно.

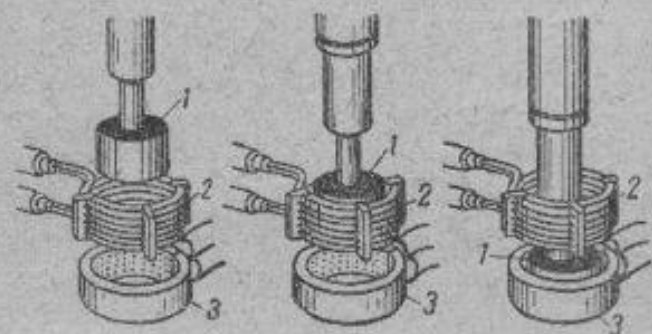
Основным условием правильного и по возможности равномерного индукционного нагрева является создание для каждой детали индуктора соответствующих форм и очертания. Индуктор изготавливается в виде петли или витка из трубок красной меди; внутри индуктора пропускается вода для его охлаждения.

На фиг. 250 показан индуктор для закалки цилиндрических деталей. Деталь 1 сначала прогревают в индукторе 2, затем опускают в кольцо 3, где закалывают водой, поступающей из отверстий в кольцо. Зазор между деталью и индуктором берется строго определенной величины, от которой зависит режим нагрева; поэтому каждый индуктор предназначен для детали строго определенной формы и размеров. Достаточно незначительно изменить размеры детали или изготовить их из другой стали, как данный индуктор уже не будет давать правильного и равномерного нагрева. С другой стороны, хороший индуктор может оказаться плохим для тех же деталей в случае незначительного изменения электрического или термического режима нагрева. Отсюда ясно, что индукционная высокочастотная закалка будет экономичной лишь в случае применения в серийном или в массовом производстве; в прочих случаях она становится невыгодной.

Правильный электрический режим для детали данной формы и размеров для данного индуктора должен обеспечить более равномерный нагрев детали, постепенное снижение температуры в направлении к сердцевине, уменьшение перегрева в отдельных местах детали (небольшой перегрев всегда имеет место) и возможность распространения тепла за счет теплопроводности.

Для более равномерного и постепенного нагрева детали рекомендуется вести так называемый «прерывистый» нагрев, т. е. нагрев в течение 2—3 сек., затем выключение тока на 2—3 сек. и вторичный нагрев до требуемой температуры.

При высокочастотном индукционном нагреве, несмотря на тщательность подбора формы индуктора и электрического режима, все же не удастся в полной мере получить однородную температуру в различных точках детали; при этом перепад температур может достигать 150—200°. Регулируя время предварительного нагрева и некоторые параметры



Фиг. 250. Закалка цилиндрической детали с нагревом токами высокой частоты при помощи многовиткового индуктора:

1—закалываемое изделие; 2—индуктор; 3—кольцо с отверстиями для воды (Вологдин).

электрического режима, можно достигнуть более равномерного нагрева и небольшого перепада в температурах на данной глубине.

Охлаждение осуществляется большей частью путем разбрызгивания жидкости из так называемого спрейера (деталь 3 на фиг. 250), поэтому применять масло из-за его легкой воспламеняемости невозможно. Для легированных сталей применяют воду, подогретую до 60°, для углеродистой стали — холодную воду.

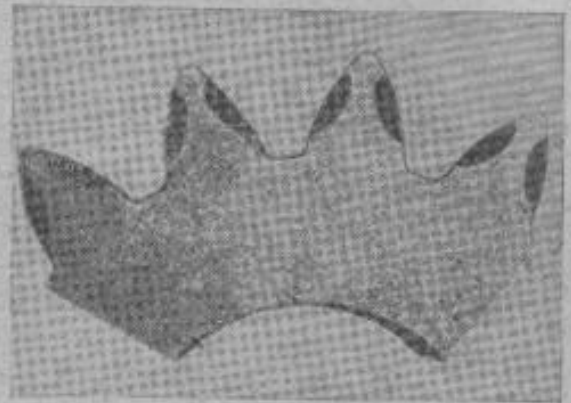
Особенностями высокочастотного нагрева являются:

а) механические свойства получаются более высокие, чем после обычной закалки; особенно повышаются предел текучести и сопротивление удару (см. выше, фиг. 248);

б) отсутствие выгорания углерода и других элементов, а также отсутствие заметного окисления и образования окалины;

в) коробления сводятся к минимуму и практически отсутствуют;

г) глубина закаленного слоя может быть очень хорошо и довольно точно регулируема; наглядным примером служит макроструктура шестерни (фиг. 251).



Фиг. 251. Макрошлиф закаленной шестерни при нагреве ее токами высокой частоты (Вологдин).

Все эти положительные особенности, а также быстрота процесса, большая производительность и возможность автоматизации позволяют считать метод индукционной высокочастотной закалки одним из наиболее рациональных, и в ряде отраслей промышленности он с успехом внедрен в производство.

Первоначально метод высокочастотного нагрева применяли для поверхностной закалки на глубину до 5 мм. Дальнейшие исследования выяснили возможность применения данного метода и для сквозной закалки. Такая возможность открывает большие перспективы перед высокочастотным нагревом во многих отраслях промышленности, особенно в самолетостроении.

Применяя «прерывистый» способ нагрева, можно нагреть деталь на глубину до 50 мм, не вызывая опасного перегрева и образования трещин. Поэтому и сквозную закалку можно с успехом выполнять индукционным высокочастотным нагревом.

Недостатком метода индукционного нагрева является неприменимость высокочастотного нагрева к отдельным единичным деталям, так как стоимость индуктора и подбор режимов слишком удорожают процесс. Вторым недостатком является значительная стоимость всей установки. Третьим недостатком — медленность и кропотливость предварительной работы по подбору и изготовлению индуктора, выбору электрического и термического режимов и выбору охладителя.

Всех этих недостатков нет в условиях массового и серийного производства, когда установка загружена полностью, а стоимость индуктора на одну деталь ничтожна.

Индукционная высокочастотная закалка применяется в ответственных деталях как общего машиностроения, так и в деталях самолетов, авиамоторов, танков, автомобилей и пр.

К числу деталей, подвергаемых сквозной закалке, относятся таврики, трубы, фасонные болты и другие детали из легированных сталей.

Много других деталей, как-то: коленчатые валы, шестерни, диски, шарниры, а также инструмент — метчики, сверла, фрезы, протяжки, резцы, матрицы, штампы и др. можно подвергать поверхностной закалке.

В заключение нужно указать, что данный метод представляет большое удобство, так как установки можно поместить в любом цехе по ходу потока производства, что дает дополнительно большую экономию во времени и в транспортных средствах.

ГЛАВА XIII

ТЕРМОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ¹

§ 1. Общая теория диффузии элементов в железо (сталь)

Термохимическая обработка отличается от рассмотренных выше процессов тем, что здесь, наряду с обычными чисто термическими процессами изменяется химический состав поверхностных слоев стали вследствие диффузии в нее тех или иных элементов.

Поверхностное насыщение различными элементами при помощи диффузионных процессов нашло большое техническое применение.

Помимо широко распространенного процесса цементации стали углеродом в настоящее время для многих технических целей применяют процессы насыщения стали азотом (азотирование), алюминием (алитирование), хромом (хромирование), кремнием (силицирование) и другими элементами.

Однако, несмотря на то, что один из перечисленных видов термохимической обработки стали — цементация углеродом — известен очень давно, только сравнительно недавно начали изучать законы, управляющие диффузией элементов в твердый металл.

Математическая трактовка диффузии в твердых металлах основана на законе Фика, выведенного по аналогии с законом Фурье для теплового потока:

$$dq = -D \frac{dc}{dy} ds d\tau. \quad (1)$$

Из дифференциального уравнения (1) закона Фика следует, что количество вещества dq , продиффундировавшего через элемент поверхности ds на расстояние dy от начальной плотности за время $d\tau$, пропорционально перепаду концентрации $\frac{dc}{dy}$. $D \text{ см}^2/\text{сек}$ — фактор пропорциональности, носящий название *коэффициента диффузии*, под которым следует понимать количество вещества в граммах, продиффундировавшего через площадь сечением 1 см^2 за 1 сек при разности концентрации, равной единице.

Если концентрация вещества в начальной плоскости (для термохимической обработки стали на поверхности) в течение более чем девяти десятых времени является постоянной величиной, то процесс диффузии описывается уравнением²:

$$cy = c_0 \left| 1 - \Phi \left(\frac{y}{2\sqrt{D\tau}} \right) \right|. \quad (2)$$

¹ Написана доцентом, канд. техн. наук Ю. М. Лахтиным.

² Уравнение получается путем интегрирования в определенных граничных условиях дифференциального уравнения закона Фика.

где c_y — концентрация диффундирующего вещества в любой точке на глубине y за время τ ;
 c_0 — концентрация в начальной плоскости;
 D — коэффициент диффузии.

Выражение $\Phi \left(\frac{y}{2\sqrt{D\tau}} \right)$ представляет собой интеграл функции ошибок Гаусса и определяется по специальным таблицам по значению величины, заключенной в круглых скобках.

Таким образом химический анализ состава должен дать величину c_y в ряде точек, которые вместе с c_0 могут быть использованы для определения функции ошибок Φ , и, следовательно, при известных c_y и τ можно определить коэффициент диффузии.

Приведенное интегральное уравнение закона Фика не предусматривает изменения коэффициента диффузии от концентрации, хотя в действительности систематическое изменение D с увеличением глубины свидетельствует об этом. Поэтому значения коэффициента диффузии, определенные по уравнению (2), следует рассматривать как средние для концентрации между наблюдавшимися значениями c_x и c_0 . Однако необходимо отметить, что в тех случаях, когда коэффициент диффузии определяется при низких концентрациях, ошибка невелика.

Явление диффузии в твердом состоянии основывается на том, что колеблющиеся атомы твердого тела могут менять свое положение равновесия и занимать различные места внутри кристаллической решетки. Благодаря статистическому распределению энергии между колеблющимися частицами атомы с высокой энергией могут выходить из узлов кристаллической решетки и из правильного («регулярного») положения покоя переходить в неправильное («иррегулярное») положение между узлами кристаллической решетки. При этом в решетке образуются свободные места (атомные «дыры»).

Из занятого «иррегулярного» положения атом может переместиться в любой свободный узел кристаллической решетки (атомную «дыру»), в результате чего осуществляется процесс диффузии.

Таким образом процесс диффузии, с одной стороны, обусловлен наличием атомов в «иррегулярном» положении, а с другой — наличием пустых атомных «дыр» в узлах кристаллической решетки.

Количество блуждающих атомов и атомных «дыр» увеличивается с повышением температуры. Благодаря этому повышается скорость диффузии, согласно экспоненциальному закону.

Температурная зависимость коэффициента диффузии выражается уравнением:

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (3)$$

где D — коэффициент диффузии при абсолютной температуре T ;

R — постоянная Клапейрона (1,987 кал/г ат);

A — коэффициент, определяемый, главным образом, величиной атомного скачка, частотой колебания диффундирующего атома и типом кристаллической решетки.

Величина Q выражает ту энергию, которая необходима для того, чтобы освободить атом металла (неметалла) из решетки и сделать его подвижным. Эта энергия обычно называется «теплотой диффузии» («теплота разрыхления»). Числовое значение величины Q колеблется в пределах 17 000—45 000 кал/г ат.

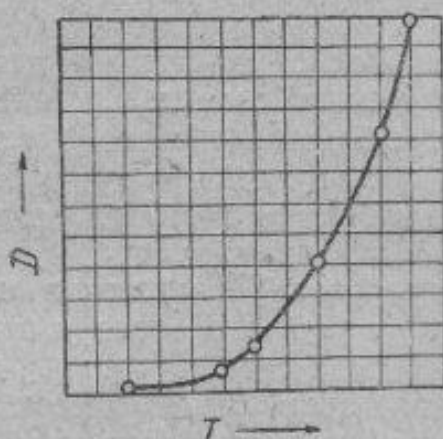
Так, например, значение Q для диффузии углерода в решетке γ -железа составляет $\sim 32\,000$.

Графически уравнение (3) изображено на фиг. 252. Уравнение (3) можно представить в логарифмической форме:

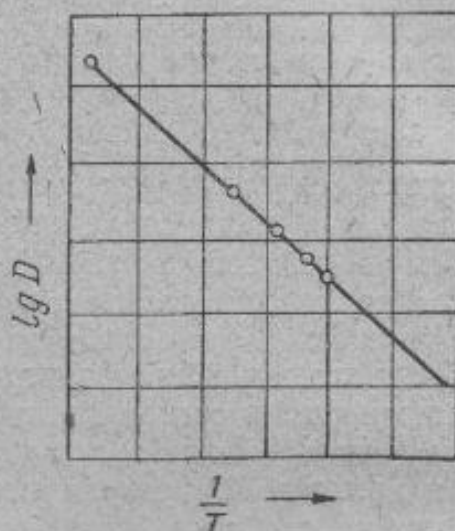
$$\lg D = \lg A - \frac{Q}{RT}. \quad (4)$$

В этом случае уравнение дает прямую линию (фиг. 253), если по оси абсцисс отложить величину, обратную абсолютной температуре $\frac{1}{T}$, а по ординате $\lg D$.

При проникновении диффундирующих атомов в решетку железа в зависимости от того, вступают ли первые во вторую путем внедрения или путем замещения, можно заметить некоторое различие в характере диффузии.



Фиг. 252. Зависимость коэффициента диффузии от температуры.



Фиг. 253. Зависимость коэффициента диффузии от температуры.

В твердых растворах внедрения атомы диффундирующего элемента легко могут двигаться, но удаляя атомов растворителя из узлов элементарной ячейки.

В твердых растворах замещения движение атомов металла связано с нарушением кристаллической решетки и удалением атомов из узлов; при этом образующиеся пустоты заполняются инородными блуждающими атомами.

Перемещению атома в соседнюю ячейку должно предшествовать освобождение места, занятого находящимся там атомом. Естественно, что такое перемещение не может быть быстрым. Практика это хорошо подтверждает.

Скорость диффузии металлов в железе при прочих равных условиях во много раз медленнее, чем скорость диффузии углерода или азота, которые, как известно, образуют с железом твердые растворы внедрения.

Строение диффузионного слоя в значительной мере определяется характером диаграммы состояния, образуемой основным металлом с диффундирующим элементом.

Если диффундирующий элемент, проникая в решетку железа, не приводит к фазовым превращениям, в микроструктуре последнего значительных изменений не наблюдается. Если при диффузии элемента образуется новая фаза, то в структуре диффузионного слоя всегда

можно наблюдать пограничную линию между фазами — диффузионную линию. Движение диффузионных слоев в глубь металла при этом идет фронтально, и промежуточные состояния, показанные на диаграмме состояния в виде двух фаз, отсутствуют.

Фазовые превращения в процессе диффузии приводят в большинстве случаев и к характерному столбчатому строению кристаллитов в диффузионном слое. Эти кристаллиты имеют определенную ориентацию в направлении, перпендикулярном поверхности, что совпадает с направлением диффузии (фиг. 270).

Когда диффузия элемента в железе протекает в интервале температур, дающем на диаграмме состояния железо — диффундирующий элемент непрерывный ряд твердых растворов без фазовых превращений, происходит постепенное обогащение поверхности железа диффундирующим элементом. При этом устанавливается постепенный перепад концентрации элемента по глубине диффузионного слоя.

Если же диффузия происходит в интервале температур, дающем при изменении концентрации диффундирующего элемента фазовые превращения, то в диффузионном слое на границе раздела двух фаз устанавливается перепад концентрации, соединенный с резким изменением свойств (фиг. 271).

Диффузия того или другого элемента в сталь практически осуществляется путем нагрева ее в среде, легко отдающей данный элемент. В качестве среды, в которой производится нагрев, можно применять твердые, жидкие и газообразные вещества, химический состав которых в первую очередь определяет изменение состава поверхностных слоев металла.

В процессе термо-химической обработки следует различать два последовательных периода: в первый период поверхность стали вступает во взаимодействие с окружающей средой, в результате чего образуется богатый по содержанию диффундирующего элемента слой; во второй период происходит проникновение поглощенного поверхностью элемента вглубь — диффузия. Очевидно, что результаты, полученные после термо-химической обработки, зависят от скорости течения поверхностных реакций, определяющих состав поверхностного слоя, и скорости перемещения в глубь атомов диффундирующего элемента, т. е. скорости диффузии.

Состав поверхностного слоя зависит в первую очередь от природы диффундирующего элемента. Глубина же диффузионного слоя будет в основном предопределяться коэффициентом диффузии и в сильной степени зависит от температуры и продолжительности процесса.

Температура процесса, в связи с этим, выбирается из расчета необходимости обеспечить определенную скорость течения поверхностных реакций и диффузии.

Если данный элемент растворим и в α - и в γ -железе, то процесс диффузии можно вести при любых температурах, обеспечивающих достаточную подвижность атомов. Однако при этом необходимо иметь в виду, что с повышением температуры скорость диффузии возрастает и характер структуры поверхностного слоя меняется.

Если данный элемент растворим только в одной из аллотропических форм железа, то диффузию можно проводить лишь в том интервале температур, в котором устойчива данная модификация железа.

Продолжительность процесса устанавливается в зависимости от требуемой глубины диффузионного слоя. При данной температуре глу-

бина диффузии для подавляющего большинства термохимических процессов подчиняется параболическому закону:

$$y^2 = k\tau,$$

где y — глубина диффузионного слоя;

τ — продолжительность процесса;

k — константа, включающая коэффициент диффузии и некоторые другие величины.

А. ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛИ

§ 2. Цементация стали твердым карбюризатором

Цементацией стали называется насыщение поверхностного слоя стали углеродом. Обычно это происходит путем длительного нагрева стали при температурах, лежащих выше верхней критической точки A_3 , в атмосфере газов, диссоциирующих с выделением углерода.

Различают два вида цементации: цементацию твердыми углеродсодержащими смесями (карбюризаторами) и газовую цементацию.

При цементации твердым карбюризатором фактическим агентом, обуславливающим науглероживание стали, является СО, образующаяся из твердого углерода. При газовой же цементации науглероживание осуществляется большим количеством разнообразных газов, содержащих углеводороды (в сочетании с которыми может применяться и СО). Основной целью процесса цементации стали углеродом является получение деталей машин с твердой и износоустойчивой поверхностью при сохранении вязкой, хорошо выдерживающей динамические нагрузки, сердцевины.

Высокая поверхностная твердость изделия достигается обогащением поверхностного слоя углеродом доэвтектоидной или заэвтектоидной концентрации; высокая вязкость сердцевины обеспечивается применением для цементации малоуглеродистых сталей.

Процесс цементации стали углеродом — широко распространенный технологический процесс при изготовлении деталей, работающих на износ и одновременно подвергающихся ударным нагрузкам (шестерни, поршневые пальцы и т. д.). Изделия, подвергнутые обработке, повышающие твердость поверхности при вязкой сердцевине, обладают повышенным пределом усталости. Поэтому особую ценность процесс цементации приобретает в применении к деталям, работающим при знакопеременных нагрузках и в условиях трения.

При цементации твердым карбюризатором обрабатываемое изделие из малоуглеродистой стали помещается в углеродсодержащую среду (так называемый карбюризатор), в качестве которой обычно используется древесный уголь с добавкой углекислых солей $BaCO_3$, Na_2CO_3 и др. и подвергается нагреву в течение длительного времени при температуре, лежащей выше точки A_3 .

Успешное проведение цементации зависит от ряда факторов, к числу которых относятся: 1) температура цементации, 2) продолжительность цементации, 3) состав карбюризатора и 4) состав цементируемой стали.

Наиболее успешно диффузия углерода протекает в решетке γ -фазы — аустенита, в связи с чем цементацию надо производить при температурах несколько выше A_3 .

Науглероживание стали при температурах, лежащих ниже A_1 , вследствие малой растворимости углерода в α -железе и небольшой скорости диффузии (вследствие низкой температуры) протекает крайне медленно. Кроме того, диффузия углерода в α -фазу сопровождается образованием на поверхности слоя структурно свободного цементита, обладающего высокой хрупкостью.

Практически цементация стали проводится при температурах 900—920°. В последнее время с целью ускорения процесса диффузии углерода в сталь некоторые заводы повысили температуру цементации до 950—975°.

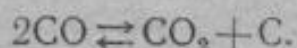
Однако это можно рекомендовать лишь для мелкозернистых сталей, в которых рост зерна при указанных температурах незначителен.

Допускать более высокие температуры цементации не следует, так как это, помимо снижения общей прочности изделия и, в частности, вязкости сердцевины из-за увеличения зерна стали, повлечет чрезмерно большую деформацию науглероживаемых изделий и резкое сокращение амортизационного срока службы цементационных ящиков и отдельных деталей печи.

Многочисленными исследованиями установлено, что сталь насыщается не молекулярным углеродом, а атомарным — продуктом реакции разложения окиси углерода.

В цементационном ящике, заполненном твердым карбюризатором, всегда имеется воздух, кислород которого при высокой температуре соединяется с углеродом карбюризатора, образуя газообразную фазу CO.

Окись углерода в присутствии железа разлагается по уравнению:



Выделяющийся в результате реакции углерод в момент выделения диффундирует в сталь, и лишь в редких случаях незначительная часть его отлагается в виде сажи.

Как мы уже отмечали, в качестве карбюризатора при цементации применяется древесный уголь с добавками углекислых солей. Введение в состав карбюризатора углекислых солей необходимо, так как применение одного древесного угля в качестве карбюризатора не обеспечивает получения достаточно высокой концентрации углерода в цементационном слое и требуемой глубины диффузионного слоя.

Добавление к древесному углю углекислых солей BaCO_3 , Na_2CO_3 и т. д. сильно активизирует карбюризатор за счет увеличения содержания эффективного CO в цементационном ящике (по реакции $\text{BaCO}_3 \rightleftharpoons \text{BaO} + \text{CO}_2$; $\text{CO}_2 + \text{C} \rightleftharpoons 2\text{CO}$).

Таким образом процесс цементации распадается на три последовательных периода:

1. Образование из твердого карбюризатора газовой фазы CO и выделение из нее атомарного углерода.

2. Процесс обогащения тонкого поверхностного слоя углеродом. Степень насыщения этого слоя зависит от температуры цементации.

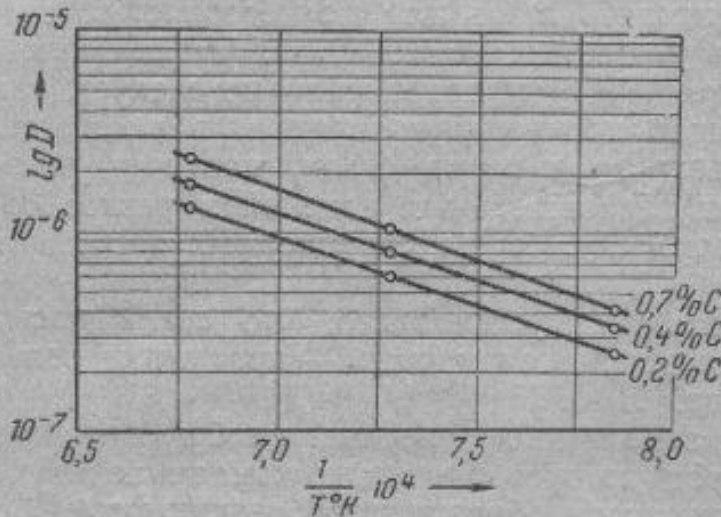
3. Проникновение поглощенного поверхностью углерода вглубь — диффузия углерода. Скорость диффузии при этом зависит от температуры цементации: чем выше температура цементации, тем больше подвижность атомов углерода и тем выше значение коэффициента диффузии.

Температурно-концентрационная зависимость коэффициента диффузии в аустените выражается уравнением (Блантер):

$$D = (4,2 + 8\%C) \cdot 10^{-2} e^{-\frac{31250}{RT}}$$

На фиг. 254 дана графическая зависимость коэффициента диффузии углерода в аустените от температуры при различных концентрациях углерода.

Технологический процесс цементации твердым карбюризатором осуществляется следующим образом. Изделия, подлежащие науглероживанию, тщательно очищают от грязи, ржавчины, жиров и т. д. После очистки изделие поступает для упаковки в цементационный ящик.

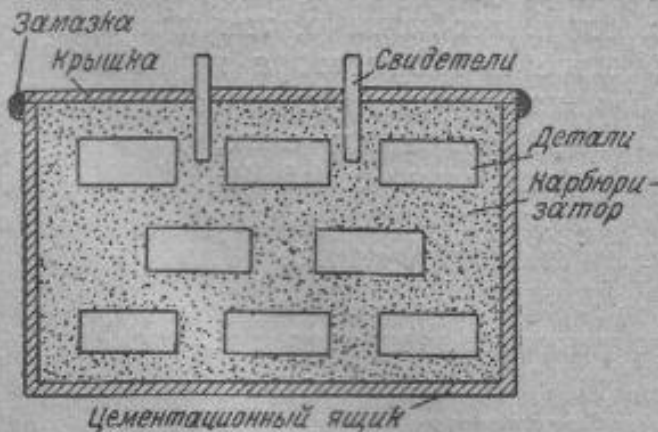


Фиг. 254. Зависимость коэффициента диффузии углерода в аустените от температуры для сталей с разным содержанием углерода (Блантер).

ящиков из жароупорного сплава — 3000—5000 час., железных — 200—300 час.

Для определения глубины цементированного слоя в каждый ящик кладут образцы в виде пластин.

Помимо контрольных пластинок, в каждый ящик кладут по две контрольные шпильки (свидетели) из той же стали, из которой изготовлены цементируемые изделия.

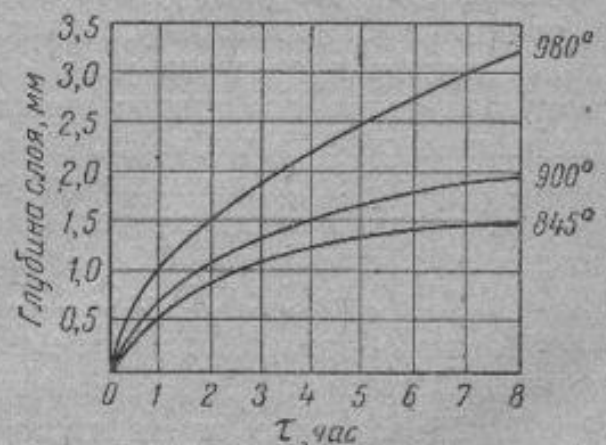


Фиг. 255. Упаковка деталей в ящик для цементации.

Карбюризатором служит древесный уголь с добавками от 10 до 40% углекислых солей (обычно 20—25% N_2CO_3). Изделия должны располагаться в ящике таким образом, чтобы расстояние между ними было 10—15 мм; между деталями и стенками ящика должен оставаться промежуток в 20—25 мм.

После упаковки изделий ящик плотно накрывают крышкой. На фиг. 255 показан разрез цементационного ящика с деталями.

Обычно применяют сварные ящики из листового железа толщиной 6—8 мм (реже — литые из жароупорных сплавов). Стойкость



Фиг. 256. Влияние температуры и продолжительности процесса на глубину цементированного слоя

Эти шпильки вынимают во время процесса цементации из ящика, ломают и по излому судят, достигла ли глубина цементации заданного значения.

На фиг. 256 показаны кривые изменения глубины цементированного слоя в зависимости от температуры и продолжительности процесса науглероживания. Как видно на кривых, скорость цементации в начале процесса является наибольшей, а затем постепенно уменьшается, но вообще сильно растет с температурой.

После охлаждения цементированное изделие извлекают из ящика; оно должно иметь матово-серебристую поверхность, что указывает на правильно проведенный процесс цементации. Если изделия покрыты окалиной или цветами побежалости, то это значит, что изделие не зацементировалось вследствие неплотности ящика, проникновения в него воздуха и сильной усадки карбюризатора, или же оно окислилось после науглероживания в результате проникновения воздуха в цементационный ящик в период его охлаждения.

Если изделие прошло нормальный процесс цементации, его передают для дальнейшей термической и механической обработки.

Для предохранения отдельных частей поверхности от цементации применяют ряд способов: 1) покрывают эти части детали электролитическим способом слоем меди; 2) покрывают различными обмазками или 3) оставляют припуск с расчетом, что при последующей обработке он будет удален.

§ 3. Термическая обработка цементированных изделий и свойства цементированного слоя

Длительный нагрев при высокой температуре неизбежно приводит при цементации изделий к перегреву, т. е. к росту зерна аустенита и вследствие этого — к снижению ударной вязкости. Перегретыми — и потому крупнозернистыми — оказываются и сердцевина цементированного изделия и в еще большей степени науглероженный поверхностный слой.

Для исправления структуры цементированной стали и придания ей вязкости, а также для сообщения поверхностному слою высокой твердости после науглероживания, изделие подвергают специальной термической обработке.

Термообработку цементированного изделия надо рассматривать как обработку двухслойного металла: высокоуглеродистой поверхности и низкоуглеродистой сердцевины.

Нормально цементированное изделие проходит следующую термическую обработку:

- 1) закалка (нормализация) с 900—920°;
- 2) закалка с 750—760°;
- 3) отпуск при 150—170°.

Назначение закалки (нормализации) с температуры 900—920° — путем перекристаллизации уничтожить старую крупнозернистую структуру сердцевины и заменить ее мелкозернистой.

Подобная обработка улучшает и структуру поверхностного науглероженного слоя. Избыточный цементит в цементированном слое нередко располагается в виде сетки по границе зерна. Перераспределение цементита может иметь место лишь при нагреве стали до температур выше линии A_{c_3} , когда растворяется структурно свободный цементит; для предотвращения выделения цементита в виде сетки охлаждение после высокого нагрева следует вести быстро. Таким образом в качестве регенерирующей обработки лучше применять закалку, чем отжиг или нормализацию.

Однако необходимо иметь в виду, что благодаря высокому содержанию углерода в поверхностном слое закалка с 900° не устраняет перегрева цементированного слоя.

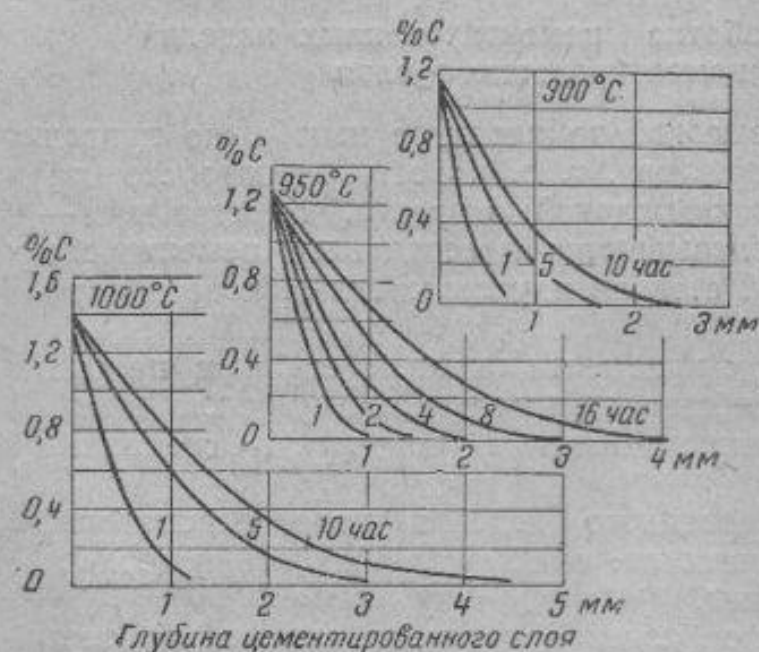
Для устранения перегрева цементированного слоя и сообщения ему высокой твердости применяется вторая закалка с температурой 750—760°.

Применительно к мелкозернистым сталям, в которых рост зерна аустенита при цементации незначителен, на заводах СССР с успехом применяется после цементации одинарная закалка.

В этом случае закалку ведут с температуры 800—820°. После окончательной закалки цементируемых изделий для некоторого снижения напряжений, возникших в процессе закалки, производят отпуск при 150—170°. Вследствие низкой температуры отпуска твердость цементированного слоя не снижается.

Структура, твердость и другие свойства цементированного слоя зависят от концентрации углерода в поверхностном фильме и характера распределения углерода по глубине диффузионного слоя.

Концентрация углерода в поверхностном слое зависит от температуры процесса науглероживания (фиг. 257).



Фиг. 257. Изменение концентрации углерода по глубине цементированного слоя. Температура цементации 900—950° и 1000°.

В связи с этим в цементированном слое наблюдается непрерывное изменение структуры от свойственной высокоуглеродистым сталям до исходной структуры мягкой стали.

На фиг. 258 приведена структура отожженной цементированной стали, в которой можно различить три структурные зоны: 1) эвтектоидную, состоящую из перлита и избыточного цементита, 2) эвтектоидную, представляющую собой один перлит, и 3) доэвтектоидную, состоящую из перлита и феррита, количество последнего непрерывно возрастает по мере приближения к сердцевине изделия.

Как показал длительный опыт, концентрация углерода в поверхностном слое не должна быть значительно выше эвтектоидной концентрации (нормальное содержание углерода в поверхностном слое 1,0—1,2%). После закалки цементированного изделия для обеспечения высокой твердости и хорошего сопротивления износу цементированный слой должен иметь структуру мартенсита.

Чрезмерно высокая концентрация углерода в поверхностном слое (более 1,2%) приводит к образованию значительного количества свободного цементита, выделяющегося в виде сетки или игл; он не вызывает заметного повышения твердости, но сообщает цементированному слою значительную хрупкость. Кривая на фиг. 259 показывает изменение твердости по глубине цементированного слоя. Нормальная твер-

Тип карбюризатора и продолжительность процесса цементации также влияют на содержание углерода в поверхностном слое. Изменяя состав карбюризатора, можно изменить содержание углерода в цементированном слое, особенно на его поверхности.

Увеличение продолжительности процесса (при данной температуре) наряду с увеличением общей глубины проникновения углерода приводит и к увеличению концентрации углерода на поверхности.

Как видно на фиг. 257, цементированный слой имеет переменную концентрацию углерода, убывающую с по-

дость поверхности цементированного слоя после закалки и отпуска 55—60 H_{RC} .

Большое значение имеет прочная связь цементированного слоя с сердцевиной изделия. Резкий переход от цементированного слоя к не-



Фиг. 258. Микроструктура отожженной цементированной стали.

науглероженной части нередко может явиться причиной отслаивания поверхностного слоя в процессе закалки, шлифования или при эксплуатации изделия.

Нормальная структура заэвтектоидной зоны цементированного слоя состоит из пластинчатого перлита, окаймленного тонкой сеткой избыточного цементита (фиг. 260).

Однако встречается и так называемая аномальная структура цементированного слоя, которая характеризуется грубой структурой перлита, на границах которого отлагаются массивные прожилки не только цементита, но и структурно свободного феррита (фиг. 261).

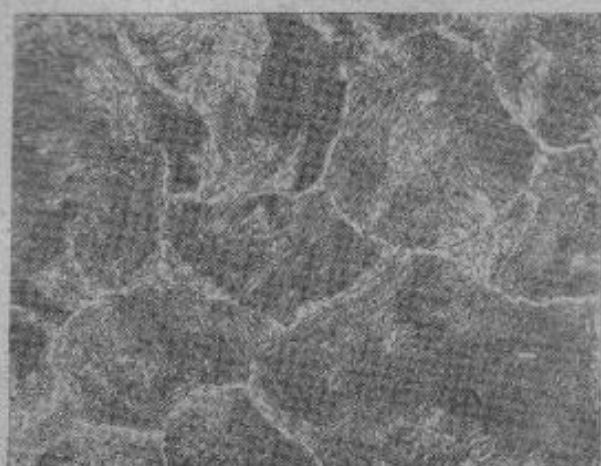
Характерной особенностью аномальных сталей является их склонность к образованию на поверхности мягких пятен после закалки. Закалка с более высоких температур и в более резких охладителях, чем это принято для стали данного состава, устраняет неравномерность закалки (после медленного охлаждения от температуры цементации).

Аномальную сталь нельзя назвать плохой, она лишь имеет свои особенности в микроструктуре, которые необходимо учитывать при термической обработке.

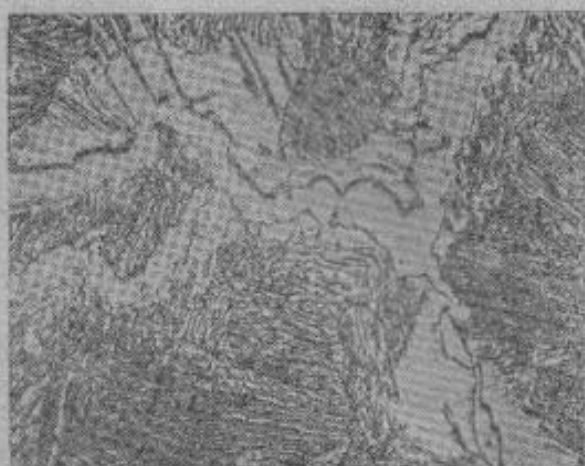


Фиг. 259. Распределение твердости по глубине цементированного слоя (сталь 18XНВА).

Структура сердцевины цементированного изделия определяется как маркой цементированной стали, так и принятым режимом термо-



Фиг. 260. Нормальная структура цементированного слоя (заэвтектоидная зона). $\times 500$.



Фиг. 261. Аномальная структура цементированного слоя (заэвтектоидная зона). $\times 500$.

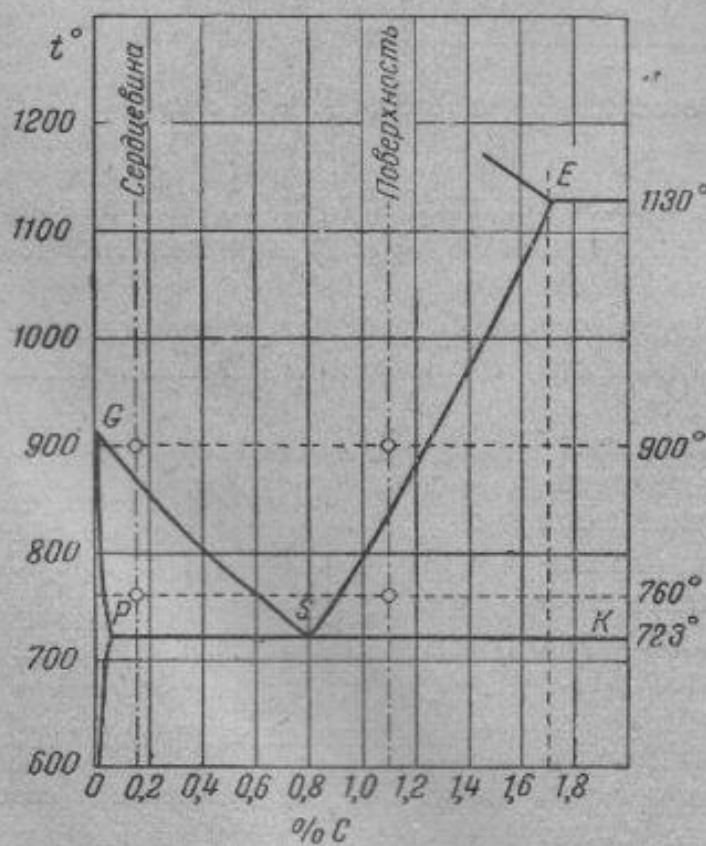
обработки после цементации, главным образом, температурой закалки. Как указывалось выше, цементированное изделие надо рассматривать как двухслойное изделие — поверхность содержит около

1,0—1,2% С, сердцевина около 0,1—0,2% С (см. фиг. 262).

Если предусматривается двойная закалка цементированного изделия, то вторую закалку применяют, чтобы придать твердость высокоуглеродистой поверхности, т. е. при температурах 750—760°. Для сердцевины это будет неполная закалка, с нагревом в интервале между A_1 и A_{c1} , и структура сердцевины будет состоять из феррита и небольшого количества высокоуглеродистого мартенсита (фиг. 263). Вязкость сердцевины обеспечивается тем, что основная масса в сердцевине состоит из вязкого феррита, а мартенсита ввиду небольшого содержания в стали углерода относительно немного.

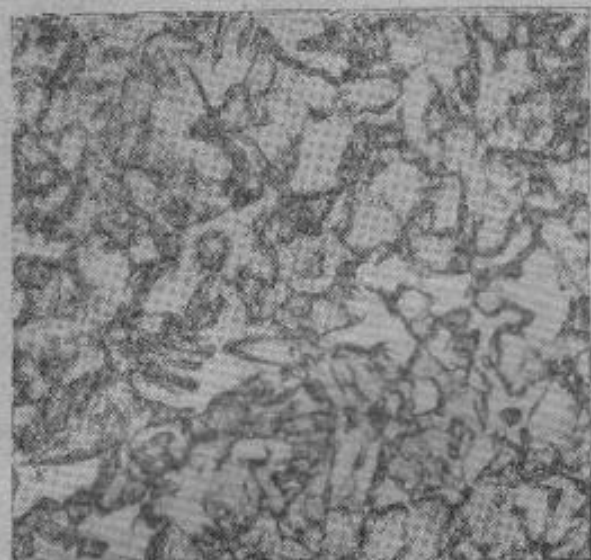
Если не производится обработка с целью измельчения зерна, то дается одна закалка с 800—820°, а иногда и

прямо из цементационного ящика, т. е. с температуры 900°. В этом случае температура закалки сердцевины лежит выше A_{c1} . Для углеродистых нелегированных сталей при малом содержании углерода не



Фиг. 262. Стальной участок диаграммы железо—углерод с указанием температур закалки цементированного слоя и сердцевины.

удается переохладить аустенит до мартенситной точки, и обычно структура сердцевины состоит из феррита и перлита. Для легированных сталей аустенит легко переохлаждается без распада на феррито-цементитную смесь, и сердцевина цементированного изделия состоит из малоуглеродистого мартенсита (фиг. 264).



Фиг. 263. Микроструктура сердцевины закаленной от 770° цементированной стали. $\times 500$.



Фиг. 264. Микроструктура сердцевины цементированной стали, закаленной от 900°. $\times 500$.

Поэтому в результате термообработки сердцевина цементированных углеродистых сталей ввиду их слабой прокаливаемости практически не претерпевает изменений, тогда как сердцевина цементированных легированных сталей упрочняется, однако сохраняет высокую вязкость, так как полученный в сердцевине мартенсит содержит небольшой процент углерода (0,1—0,2%).

§ 4. Цементируемые стали

Цементация стали с последующей термической обработкой, как мы уже отмечали, должна обеспечить получение изделий, обладающих высокой поверхностной твердостью и износоустойчивостью при сохранении вязкой сердцевины.

Для получения после цементации вязкой, хорошо сопротивляющейся динамическим нагрузкам, сердцевины содержание углерода в стали, предназначенной для цементации, обычно находится в пределах 0,1—0,15%. В тех случаях, когда необходимо повысить твердость сердцевины после окончательной обработки, а также при цементации изделий значительных габаритов, содержание углерода повышают до 0,20—0,25%¹.

Для получения хороших результатов цементации сталь должна отличаться однородностью и чистотой.

Кроме того, к числу основных требований, предъявляемых к цементируемым сталям, относятся: хорошая закалка цементированного слоя, минимальная деформация в процессе термической обработки, вы-

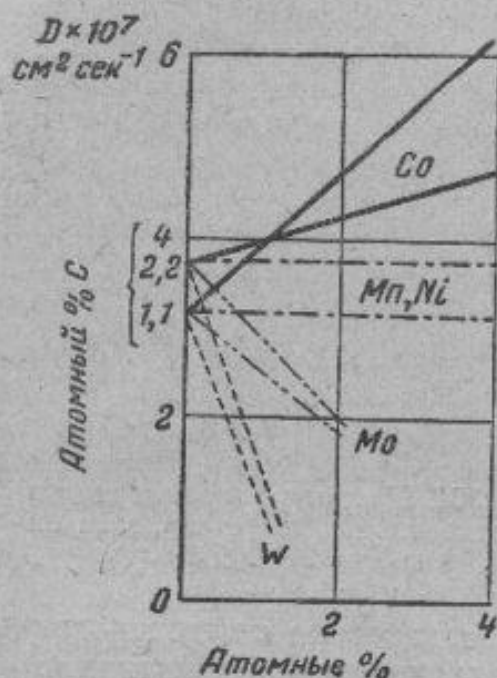
¹ Существует точка зрения (Мороз Л. С. и Шураков С. С.), что сердцевина изделия должна быть не пластичной, а прочной и твердой, в целях исключения пластической деформации в зоне под слоем и связанных с ней перенапряжений в цементируемом слое.

сокий комплекс механических свойств и легкая обрабатываемость резанием.

Поэтому для облегчения закаливаемости и для повышения свойств сердцевины применяют легированные стали.

Введение легирующих элементов изменяет способность диффузии углерода в γ -железо. На фиг. 265 показано влияние легирующих элементов на коэффициент диффузии углерода в аустените. Как видно на фигуре, никель и марганец почти не изменяют величины коэффициента

диффузии, кобальт повышает коэффициент диффузии, а карбидообразующие элементы — молибден и вольфрам — понижают.



Фиг. 265. Влияние легирующих элементов на коэффициент диффузии углерода в аустените (Смолуховский).

§ 5. Газовая цементация стали

На авиационных заводах, так же как и на других машиностроительных и металлообрабатывающих заводах, в последнее время широко внедряется газовая цементация, имеющая ряд преимуществ по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе. При газовой цементации сталь нагревается в реторте (муфте) из жароупорных сплавов в атмосфере газов, диссоциирующих при высокой температуре с выделением активного углерода. К числу таких газов относятся окись углерода (CO) и различные предельные (C_nH_{2n+2}) и непредельные (C_nH_{2n}) углеводороды.

Преимущества газовой цементации:

1. Значительно легче достигаются заданная глубина цементированного слоя и желательное распределение в нем углерода благодаря возможности регулирования процесса (температуры, давления, состава цементующего газа) на ходу.

2. Продолжительность процесса при прочих равных условиях сокращается, что объясняется отсутствием необходимости нагревать малотеплопроводный карбюризатор.

3. Возможность полной механизации процесса и сведения до минимума потребной рабочей силы.

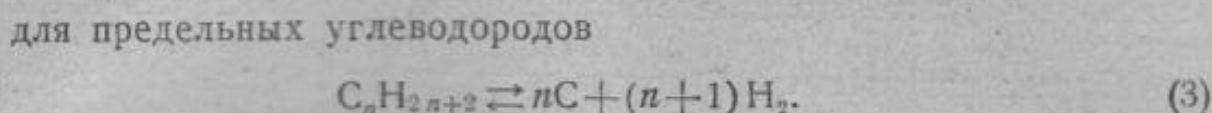
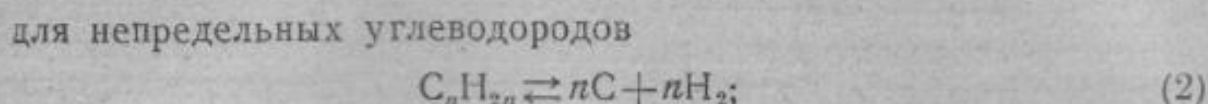
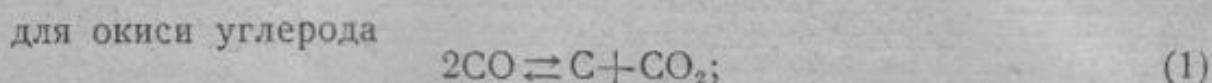
4. Площадь, занимаемая установками для газовой цементации, почти вдвое меньше, чем в случае цементации твердым карбюризатором, при одинаковой производительности. При переходе на газовую цементацию отпадает необходимость в помещениях для подготовки карбюризатора (дробление, смешивание и т. д.) и его хранения, для упаковки изделия в ящики и распаковки и т. д. Производственная площадь не загрязнена угольной пылью, имеющейся в цехах твердой цементации.

5. Меньшая выдержка в процессе цементации уменьшает возможность перегрева изделий, что в ряде случаев позволяет производить закалку непосредственно из цементационной печи.

Перечисленные достоинства газовой цементации объясняют широкое внедрение процесса в промышленность взамен цементации твердым карбюризатором.

Процесс газовой цементации осуществляется нагревом изделия в среде углеродсодержащих газов. Как и при твердой цементации, насыщение создается за счет атомарного углерода, образовавшегося при разложении углеродсодержащего газа.

При цементации окисью углерода и газообразными углеводородами образование атомарного углерода является результатом следующих реакций:



Направление реакции зависит от ряда факторов, к числу которых относятся: температура, давление, присутствие катализатора и т. д.

Повышая температуру, создают систему равновесия с максимальным образованием окиси углерода для первой реакции (1) и максимальным образованием углерода и водорода в случае реакций (2) и (3). С повышением давления реакция (1) идет в сторону увеличения активного углерода. В реакциях (2) и (3) повышение давления препятствует разложению углеводородов, уменьшает количество активного углерода, образующегося в момент расщепления молекулы углеводородов.

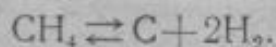
Поверхность обрабатываемых изделий является катализатором реакций (1), (2) и (3), ускоряя их течение, и, следовательно, способствует выделению активного углерода, проникающего в решетку железа.

Окись углерода при газовой цементации характеризуется сравнительно слабой активностью, за исключением тех случаев, когда применяется газовый поток с большой скоростью.

Цементация окисью углерода позволяет получить достаточную глубину проникновения углерода, однако не обеспечивает требуемой концентрации углерода на поверхности диффузионного слоя.

В связи с этим наибольшее распространение в качестве газовых карбюризаторов имеют смеси, содержащие углеводороды, например, метан (CH_4) и некоторые другие предельные углеводороды — этан, пропан, бутан.

Науглероживание метаном происходит по следующей реакции:



Другие углеводороды при нагреве разлагаются с выделением метана, являющегося наиболее устойчивым из углеводородов.

Однако и метан в свою очередь при достижении определенной температуры разлагается, выделяя атомарный углерод.

Углерод, являющийся конечным продуктом реакции термического разложения углеводородов, усваивается аустенитом стали до возможных пределов насыщения, а избыточный углерод осаждается в виде сажи. Характер отложений углерода может изменяться: от легкой пыш-

ной сажи до твердого кокса. Высшие углеводороды, в частности, непредельные (C_nH_{2n}) при нагреве имеют тенденцию к образованию твердого углерода и смол благодаря полимеризации. Предельные углеводороды этой склонностью обладают в меньшей степени (если они при нагреве не перешли в непредельные).

Налет сажи на обрабатываемом изделии в виде рыхлого легкого (немаслянистого) тончайшего порошка не препятствует насыщению поверхности стали углеродом. Образование более плотной жирной маслянистой сажи, в особенности кокса, сильно задерживает насыщение углеродом поверхности металла.

Для успешной цементации необходимо иметь газ, содержащий достаточное количество легко разлагающихся углеводородов. При данной скорости газа чем больше углеводородов будет содержать газовая смесь, тем больше атомарного углерода она будет выделять в единицу времени.

Однако при чрезмерной подаче углерода он не усваивается сталью и отлагается в виде сажи.

Таким образом как недостаток, так и избыток атомарного углерода нарушают нормальный ход процесса цементации.

Газовый карбюризатор должен, во-первых, обеспечить подачу к поверхности изделия углерода в его активной форме и, во-вторых, поддерживать изделие в состоянии, обеспечивающем наилучшую адсорбцию подаваемого углерода (поверхность, свободную от твердых частиц сажи и кокса).

В связи с этим для газовой цементации обычно применяют тщательно подобранные смеси, состоящие из богатых и бедных углеводородами газов. Обычно получают отдельно бедный и богатый газ, а затем смешивают их в необходимой пропорции, получая смесь, наиболее удовлетворяющую поставленным требованиям.

В настоящее время в установках промышленного типа для газовой цементации применяют следующие виды газовых карбюризаторов: 1) естественные (природные) газы и 2) искусственные газы, к числу которых относятся генераторный газ, жидкие нефтяные газы и жидкие углеводороды, светильный газ, газы, полученные при пиролизе керосина, солярного масла и др. Эти газы применяются в зависимости от условий работы или в чистом виде, или смешиваются с газами-разбавителями.

Естественные газы можно использовать в чистом или разбавленном виде в качестве газового карбюризатора. Естественные газы относятся к категории газов, богатых углеводородами. Так, например, естественный газ Приазовья и саратовский содержит 86—87% метана (CH_4). В связи с этим применение газа в чистом виде приводит к значительному отложению сажи как на обрабатываемых изделиях, так и на реторте. Во избежание этого естественный газ для получения цементирующей смеси разбавляется бедным газом, полученным искусственно.

Бедный газ (разбавитель) обычно получается сжиганием в специальном аппарате богатого естественного газа с определенным количеством воздуха и последующим удалением влаги и углекислоты. В результате такой обработки получается газ, содержащий 80% азота, около 10% водорода, 8% окиси углерода и около 2% углекислоты. Полученный газ в зависимости от требований к цементированному слою смешивается с естественным газом в пропорции 1:1, или 1,5:1, или 1:1,5.

Жидкие нефтяные газы, пропан (C_3H_8) и бутан (C_4H_{10}) широко применяются в Америке для цементации стали.

При повышенном давлении эти газы легко сжижаются, благодаря чему их легко транспортировать в баллонах. Отрицательным свойством тяжелых углеводородов типа пропана и бутана является их склонность к выделению смолистых веществ, вызывающих коксование деталей и появление пятнистого цементированного слоя, что устраняется разбавлением этих газов продуктами их частичного сжигания (после предварительной очистки).

Для цементации, особенно в случае обработки неответственных изделий, можно использовать светильный газ. Однако состав светильного газа не является постоянным,

что наряду со значительным содержанием в нем тяжелых углеводородов (до 14%) затрудняет его применение.

В СССР для газовой цементации используют газ, полученный методами пиролиза крекинга нефтепродуктов и масел, разработанный и внедренный в промышленность Н. А. Минкевичем, С. К. Ильинским и В. И. Просвириным.

В современных установках цементующий газ получают пиролизом керосина с дальнейшим разложением продуктов пиролиза (примерно 60%) при более высокой температуре (930°) для получения бедного газа. Оба эти газа (40% пиролизного богатого газа и 60% крекированного бедного газа) смешивают и подают в цементационную печь после предварительной очистки от смолы и сажи (табл. 23).

Таблица 23

Состав газов, полученных в результате пиролиза и крекинга керосина

Газ	$C_n H_{2n+2}$	$C_n H_{2n}$	H_2	CO	CH_4	$CO_2 N_2$
Пиролизный	40—55	20—23	19—22	0,9—1,2	—	—
Крекированный	—	—	60	16—20	6—10	До 2 ост.
Цементирующий	—	2—5	66—70	12—16	10—15	0,2—0,5 ост.

В последнее время некоторые заводы отказались от использования пиролиз-крекинг-газа, получаемого в специальных установках, и успешно осуществляют газовую цементацию на газе, получаемом непосредственно в рабочей камере печи при испарении бензола, пиробензола и других жидкостей, содержащих углеводороды. В данном случае в самой печи для цементации происходит процесс испарения и крекирования. Образующиеся газы производят цементацию.

Современные печи и установки для газовой цементации представляют собой хорошо сконструированные агрегаты, обеспечивающие получение на деталях высококачественного цементированного слоя с минимальными затратами и в возможно короткий срок.

В настоящее время применяются два основных метода газовой цементации: 1) в стационарных печах и 2) в непрерывно действующих прямоточных печах. При наличии сравнительно небольшого количества деталей или незначительном их габарите наиболее часто для цементации используются стационарные печи периодического действия, имеющие герметически закрывающийся муфель. При массовом производстве целесообразно применение конвейерных печей. В последнем случае технологически удобно непосредственно закалывать детали сразу после выхода их из цементационной печи вместе с поддоном, на котором они находятся. Непосредственная закалка, помимо чисто экономического эффекта, значительно уменьшает коробление изделий и порчу их поверхности от окисления. Однако при непосредственной закалке необходимо применять для изготовления ответственных изделий мелкозернистые стали (№ 6—8), которые менее склонны к перегреву и резкой закалке.

Б. АЗОТИЗАЦИЯ СТАЛИ

§ 6. Азотистые фазы в сталях

Азотизацией называется поверхностное насыщение стали азотом, что обычно достигается нагревом ее при 480—650° в течение 3—90 час. в потоке аммиака. Впервые азотизация была применена и исследована Н. П. Чижевским на много лет раньше, чем за границей.

В результате азотизации сталь приобретает высокую поверхностную твердость, не изменяющуюся при повторных нагревах до 600—650°, высокий предел усталости и высокую коррозионную стойкость в таких средах, как атмосфера, водопроводная вода и перегретый пар.

Диаграмма состояния железо — азот в современном виде приведена на фиг. 266.

Как видно из фигуры в системе железо — азот образуются следующие фазы:

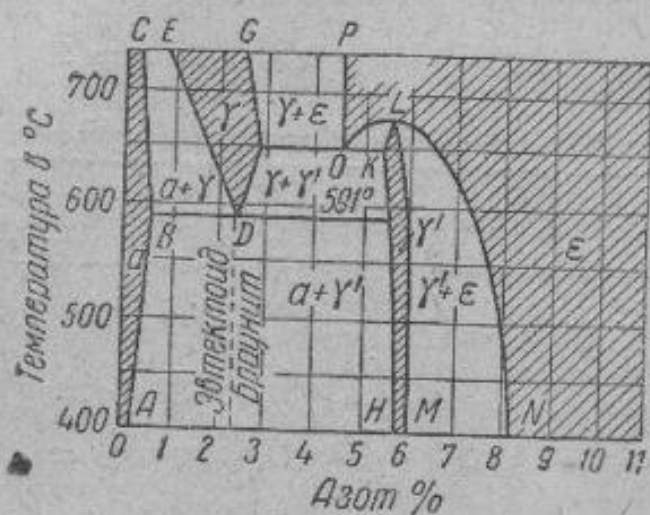
1. α -фаза, представляющая собой азотистый феррит. Концентрация азота в α -фазе составляет при эвтектидной температуре (591°) $0,42\%$, снижаясь до $0,015\%$ при комнатной температуре.

2. γ' -фаза — соединение переменного состава ($5,5—5,95\%$), включающее стехиометрический состав Fe_4N ($5,9\%$ N) — нитрид железа.

3. ϵ -фаза существует при концентрации азота $8,0—11,2\%$. Предельное содержание азота в ϵ -фазе ($11,2\%$) соответствует нитриду железа Fe_2N .

4. При температурах выше 591° существует γ -фаза, представляющая твердый раствор азота в Fe_γ .

При концентрации азота $2,35\%$ и температуре 591° γ -фаза распадается на эвтектид, состоящий из α - и γ' -фаз.



Фиг. 266. Диаграмма состояния железо — азот

Азотизация железа или углеродистых сталей не обеспечивает получения высокой твердости. Поэтому в тех случаях, когда требуется высокая твердость поверхности, азотизации, как правило, подвергают легированные стали, содержащие алюминий, ванадий, молибден и другие элементы, образующие с азотом химические соединения (табл. 24).

Таблица 24

Элемент	Нитриды	Решетка, образованная металлическими атомами	Постоянные решетки А	
			a	c/a
Al	AlN	Гексагональная	3,11	1,6
Ti	TiN	Гранецентрированная	4,32	—
V	VN	"	4,28	—
Cr	CrN	"	4,14	—
—	Cr ₂ N	Гексагональная	2,74	1,61
Mo	MoN	"	2,86	0,98
—	Mo ₂ N	Гранецентрированная	4,12	—
W	W ₂ N	"	4,11	—
Mn	Mn ₂ N	Гексагональная	2,77	1,61
—	Mn ₄ N	Гранецентрированная	1,84	—

Нитриды по своей природе во многом похожи на карбиды. Как и у карбидов, устойчивость того или иного нитрида объясняется строе-

нием металлического атома, образующего нитрид (достоенностью его электронной оболочки).

Чем менее достроена электронная оболочка у металлического атома, тем устойчивее нитридная фаза (подробнее см. «Условия образования карбидов в стали», гл. XIV).

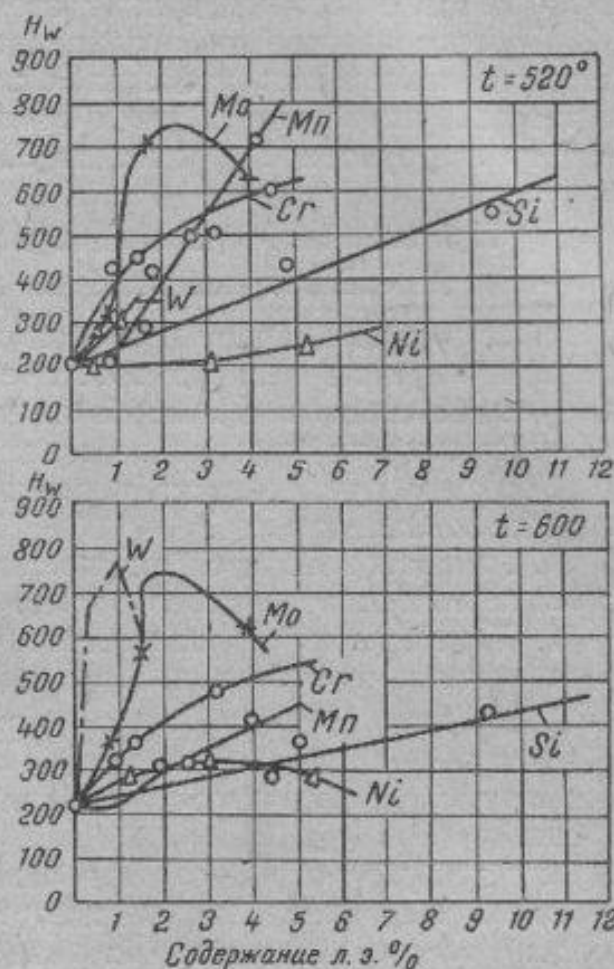
Чем выше стойкость образующихся в стали нитридов, тем большую твердость получает азотированная поверхность. Наиболее сильно повышают твердость азотированного слоя алюминий, хром, молибден (фиг. 267).

Применяемые в настоящее время для азотизации стали называются нитроллойми. Наиболее широко распространены нитроллои, содержащие алюминий, хром и нередко молибден (табл. 25).

Необходимо учитывать, что сталям с высоким содержанием алюминия свойственны такие недостатки, как большая склонность к образованию всевозможных дефектов металлургического характера (столбчатый излом, большое количество неметаллических включений, образование мелких трещин и волосовин, свищей и т. д.), к глубокому обезуглероживанию при нагреве выше 800° и повышенная хрупкость азотированного слоя. При горячей механической обработке нитроллои иногда проявляют склонность к перегреву, что влечет сильное снижение ударной вязкости и поперечного сжатия при испытании на растяжение.

Большой практический интерес представляет азотизация сталей, не содержащих алюминия.

Как показали многочисленные исследования, азотизация конструкционных сталей, легированных хромом (1,5—2,5%) с добавкой ванадия (0,2—0,6%), молибдена (0,8—1,0%), титана (0,5—1,0%) и ниобия (0,7—1,5%) в различных комбинациях, позволяет получить твердость до 900—950 по Виккерсу при применении низкотемпературных режимов процесса (480—520°).



Фиг. 267. Влияние легирующих элементов на твердость азотированного слоя (Ляхтий).

Таблица 25

Марка	Химический состав, %					
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al
38ХМЮА	0,30	0,3	0,17	1,4	0,4	0,8
	0,38	0,6	0,37	1,6	0,5	1,2

В последнее время азотизация широко используется для конструкционных Cr-Mo, Cr-Ni-Mo, Cr-Ni-W и других сталей для повышения их сопротивляемости усталости. Так, например, в авиамоторостроении для повышения эксплуатационных свойств коленчатых валов из Cr-Mo и Cr-Ni-Mo сталей их подвергают азотизации.

Процесс азотизации применяется также для повышения сопротивляемости износу нержавеющей и жароупорных сталей. Так, например, азотизации подвергается шток клапанов выпуска авиационного двигателя из жароупорной стали типа ЭИ69.

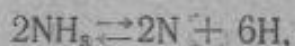
§ 7. Механизм образования и свойства азотированного слоя

Стальная поверхность может поглотить значительное количество азота лишь тогда, когда азот находится в атомарном состоянии и является продуктом распада азотсодержащего соединения. Легко диссоциирующим соединением азота является аммиак, в атмосфере которого и осуществляется процесс азотизации.

Общая схема процесса поверхностного насыщения железа азотом сводится к следующему:

1. Аммиак находится вне твердой фазы и при известных условиях вступает в контакт с поверхностью стали.

2. Каталитическое разложение аммиака (диссоциации) на поверхности металла по реакции



течение которой подчинено температуре, давлению и скорости газового потока.

3. Диффузия атома азота в решетку Fe₂. Образующийся при этом азотистый феррит нельзя рассматривать, как совершенно однородный твердый раствор; азотистая α -фаза представляет собой раствор с наличием обычных флуктуаций концентрации.

Увеличение содержания азота в растворе при этом вызывает увеличение числа размеров флуктуаций обогащения.

По достижении предела насыщения в α -фазе благодаря флуктуациям образуются участки, обогащенные азотом до концентраций, отвечающих следующей стабильной при данных условиях фазе системы железо — азот (фиг. 268).

Таким образом вслед за α -фазой как следствие флуктуационного скопления азота в Fe₂ образуется γ' -фаза при температуре диффузии ниже эвтектондной температуры (591°) или ϵ -фаза в случае диффузии при более высокой температуре.

Устойчивость образовавшейся новой фазы γ' (γ) возможна только при условии притоков атомов азота для создания насыщенного твердого раствора α вокруг вновь образовавшихся объемов γ' - или γ -фаз.

В связи с этим новая фаза всегда возникает у мест подачи азота: сначала у поверхности, а затем у границы насыщенный твердый раствор α — γ' (γ)-фаза.

При дальнейшем поступлении азота из газовой фазы по аналогичной схеме происходит перестройка границентрированной решетки γ' (γ)-фазы в гексагональную ϵ -фазу.

Таким образом при диффузии азота в железо имеет место последовательное образование фаз α , γ' (γ) и ϵ согласно диаграмме состояния железо — азот (фиг. 268).

При этом, если азотизация проводится при температуре ниже эвтектоидной (591°), поверхностный слой состоит из наиболее богатой азотистой фазы ($\epsilon + \gamma'$), затем следует γ' -фаза, а потом азотистый феррит, из которого при медленном охлаждении выделяется избыточная γ' -фаза. На фиг. 268 приводится структура железа армко, азотированного при 550° .

При температурах азотизации выше эвтектоидной в процессе азотизации образуются соответственно α -, γ - и ϵ -фазы. Однако при последующем охлаждении γ -фаза распадается на эвтектоид (браунит) $\alpha + \gamma'$, поэтому после азотизации при температурах выше эвтектоидной в структуре азотированного слоя за слоем ϵ -фазы (частично распадавшейся с выделением γ' -фазы) следует темный слой браунита ($\alpha + \gamma'$ -фаза) (фиг. 269).

В случае быстрого охлаждения процесс распада не успевает пройти, и микрофотография фиксирует все три диффузионных слоя: α , γ и ϵ (фиг. 270).

Движение границы взаимодействия α -фазы с γ и γ' и γ с ϵ -фазой идет вглубь фронтально, как это бывает при диффузии с фазовыми превращениями в области твердых растворов. На границе между отдельными слоями устанавливается резкий перепад концентрации в соответствии с системой железо—азот.

Это хорошо иллюстрируется фиг. 271, характеризующей изменение концентрации азота по глубине азотированного слоя, полученного при 700° .

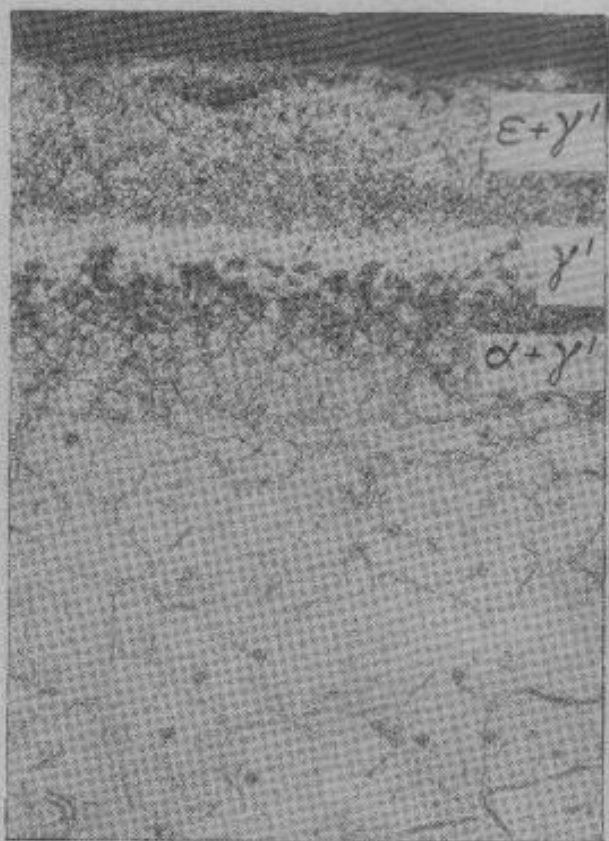
Развитие отдельных фаз в азотированном слое определяется коэффициентом диффузии. Как показали исследования, наиболее легко процесс диффузии азота протекает в α -фазе, затем в ϵ -фазе и наиболее затруднен в γ -фазе. На фиг. 272 показаны кривые, характеризующие изменение коэффициента диффузии азота в различных фазах системы железо—азот.

Наличие углерода в стали не изменяет характера распределения структур, так как имеющийся в стали углерод растворяется в γ - и ϵ -фазах с образованием карбонитридных фаз.

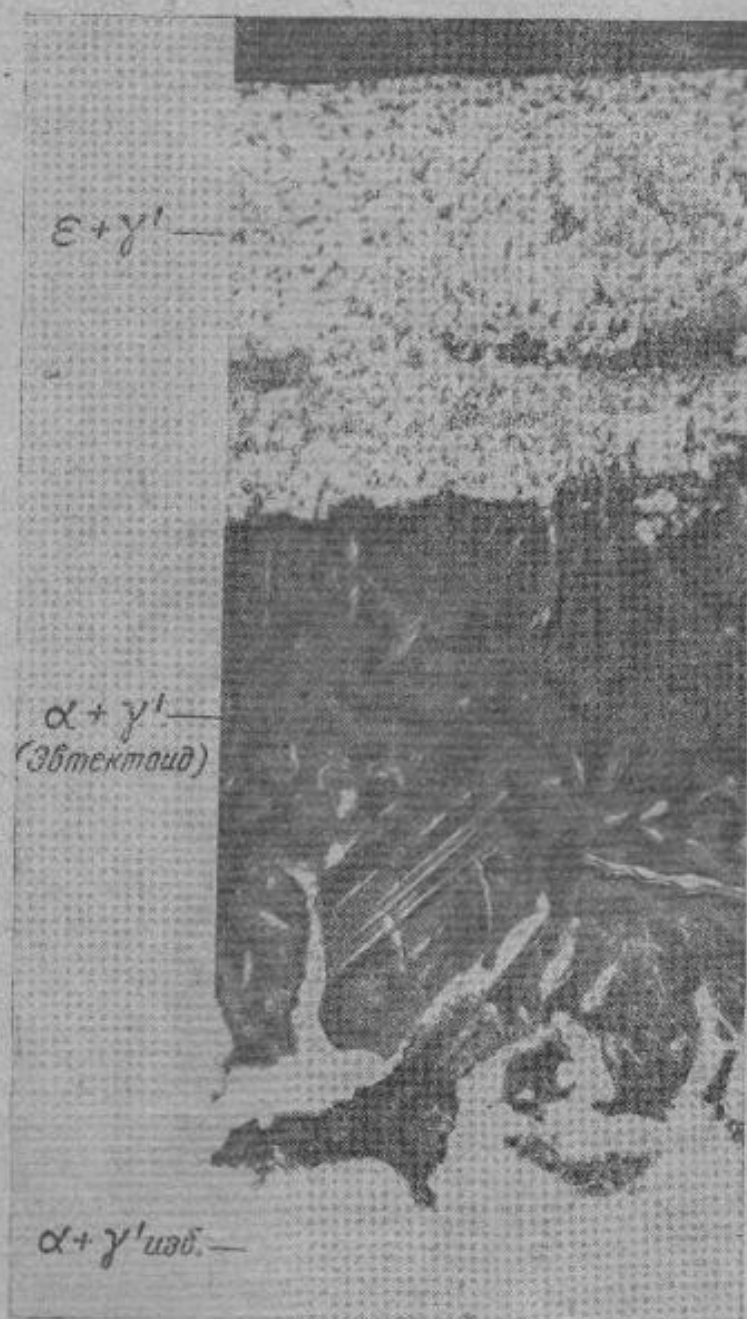
Аналогичное чередование структур наблюдается в легированных сталях, но, кроме перечисленных нитридных фаз, которые образуются в соответствии с двойной системой железо—азот (α -фаза, γ' -фаза и ϵ -фаза), образуются и специальные нитриды легирующих элементов (AlN , CrN , MoN , Mo_2N и т. д.).

На фиг. 273 изображена типичная структура азотированного слоя, полученная в хромомолибденалюминиевой стали типа 38ХМЮА.

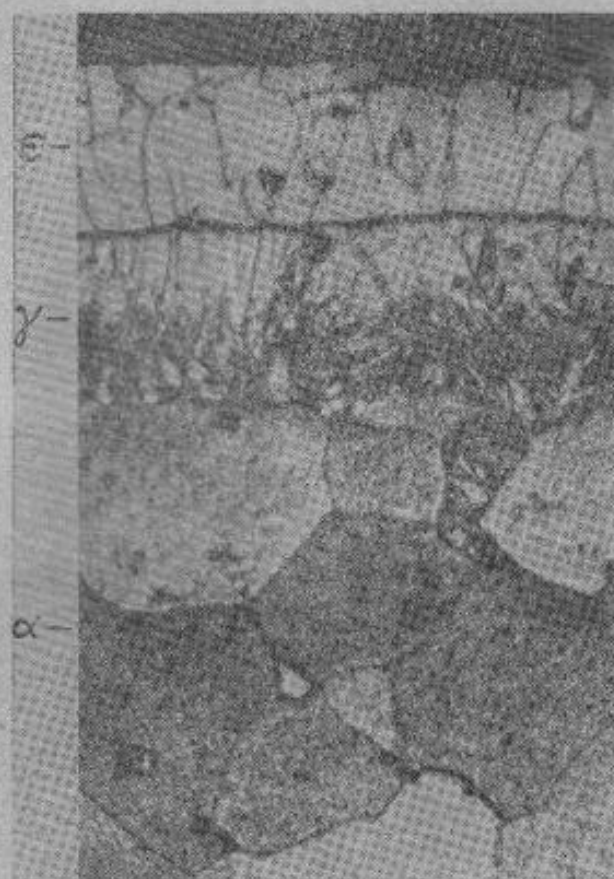
Наиболее часто в структуре азотированного слоя на самой поверх-



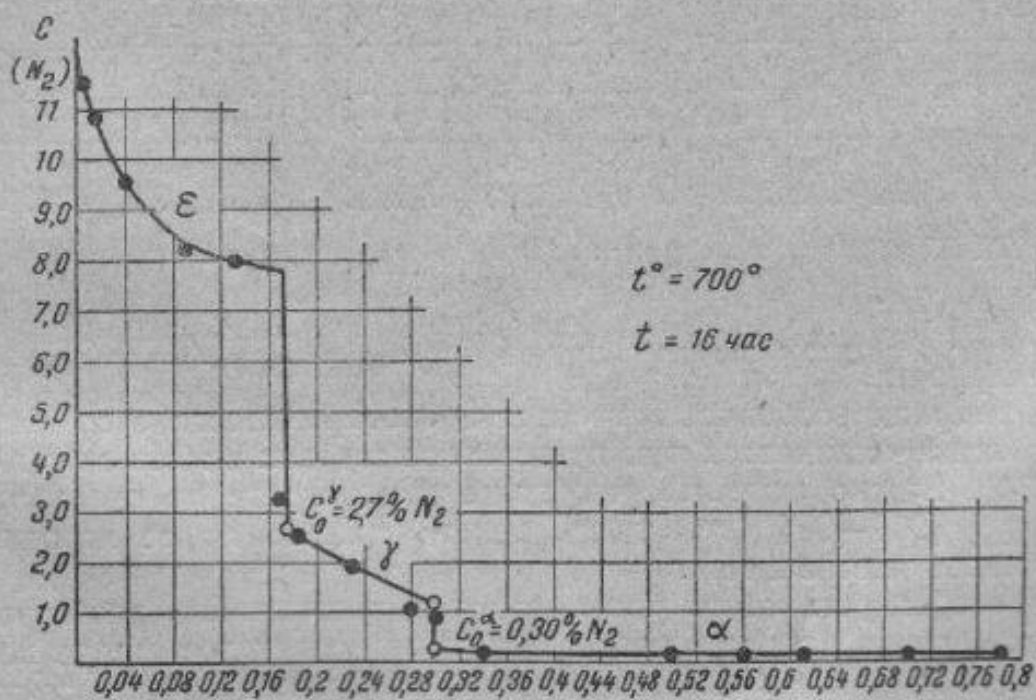
Фиг. 268. Микроструктура азотированного слоя железа. Температура азотизации ниже эвтектоидной (550°).



Фиг. 269. Микроструктура азотированного слоя железа. Температура азотизации выше эвтектоидной (700°). Охлаждение после азотирования медленное.



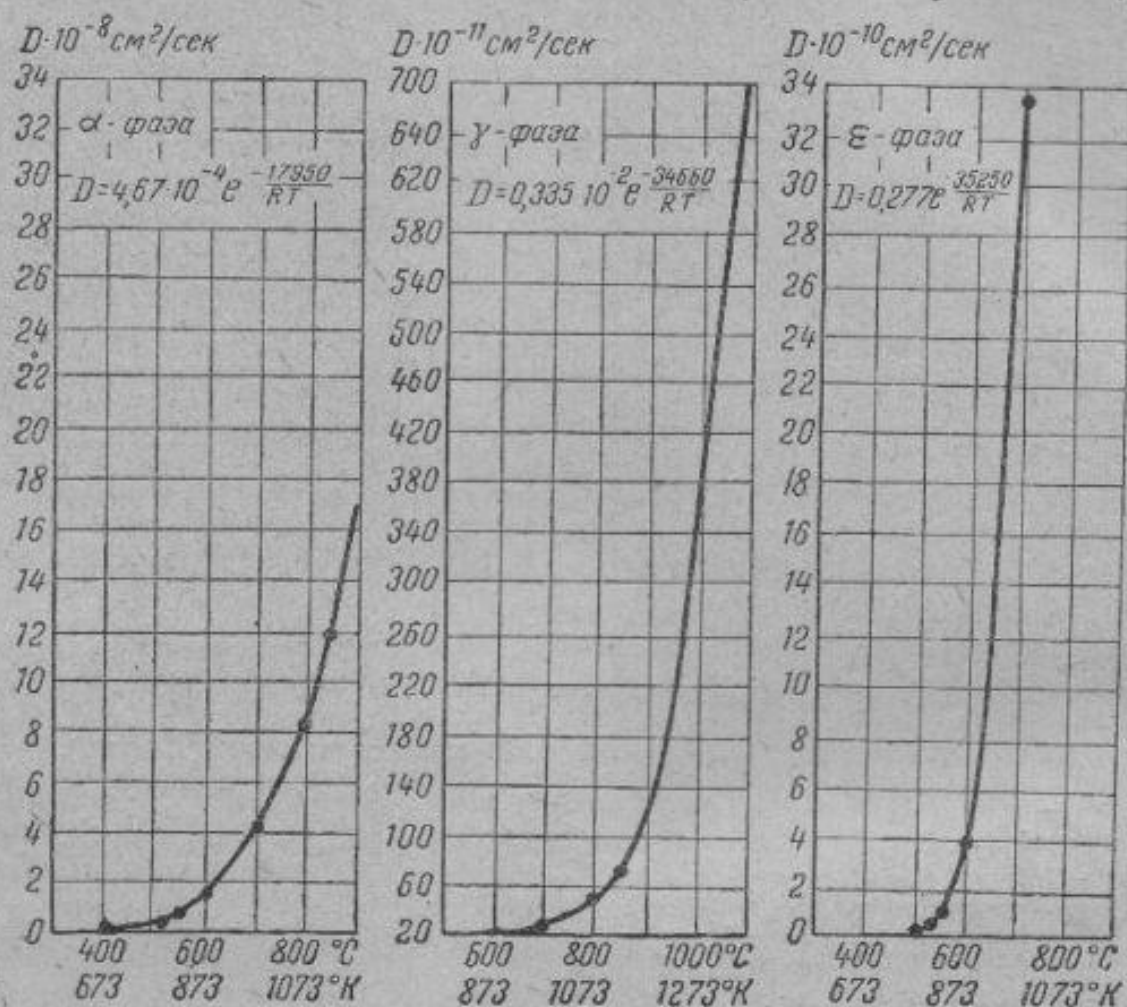
Фиг. 270. То же, что на фиг. 269. Быстрое охлаждение (Лахтин).



Фиг. 271. Изменение концентрации азота по глубине азотированного слоя (Лахтин).

ности, характеризующейся наибольшим содержанием азота, отмечается белая, не поддающаяся травлению полоса сплошных нитридов, которые имеют иногда иглообразное строение; глубже следует структура, напоминающая сорбит.

Наиболее известное свойство, азотированного слоя — его высокая твердость, достигающая нередко 1200 по Виккерсу и выше. На основании многочисленных исследований основной причиной высокой твердости азотированного слоя, видимо, следует считать выделение в процессе насыщения стали азотом высокодисперсных нитридов AlN , CrN



Фиг. 272. Коэффициент диффузии азота в различных фазах азотированного слоя (Ляхтин).

и др., блокирующих плоскости скольжения и вызывающих этим повышение твердости.

Характерная особенность твердости азотированного слоя состоит в том, что она не снижается при повторных нагревах вплоть до 600—650° (фиг. 274). Важно отметить, что даже при нагреве до очень высоких температур (900—950°) твердость нельзя снизить до ее исходной величины перед азотизацией.

Эта особенность азотированного слоя чрезвычайно расширяет область применения процесса азотизации и позволяет достигнуть хороших результатов в борьбе с износом деталей, работающих при высоких температурах.

Снижать твердости азотированного слоя до величины, допускающей обработку резанием, можно только путем химического разрушения образовавшихся в процессе азотизации нитридов. Для этого можно рекомендовать метод деазотирования путем нагрева азотированных изделий

при 820—850° в течение 6—8 час. в потоке полностью диссоциированного аммиака.

Этот метод деазотизации позволяет снизить твердость азотированного слоя до величины, допускающей легкую обработку резанием. Однако при этом необходимо иметь в виду, что для повторной азотизации деазотизированных изделий надо удалить полученный азотированный слой, так как в противном случае не удастся получить достаточно высокой твердости при вторичном насыщении стали азотом.

Наличие поверхностного слоя, насыщенного азотом, практически не отражается на прочности стали (σ_B), но значительно повышает предел усталости. Сплошное азотирование изделий при правильном конструктивном оформлении надрезов, галтелей и т. д. является практически основным методом повышения предела усталости.

Надрезы, царапины, резкие переходы сечений, отверстий, понижающие сопротивление усталости, после азотизации практически не оказывают ослабляющего влияния. Азотизация гладких образцов повышает сопротивляемость усталости по сравнению с неазотированными образцами на 30—40%, а при наличии концентрации напряжений на 100—200%.

Одним из наиболее ценных эксплуатационных свойств азотированного слоя является высокая сопротивляемость износу. Сопротивление износу азотированной стали значительно выше износостойкости цементированной и закаленной поверхности.

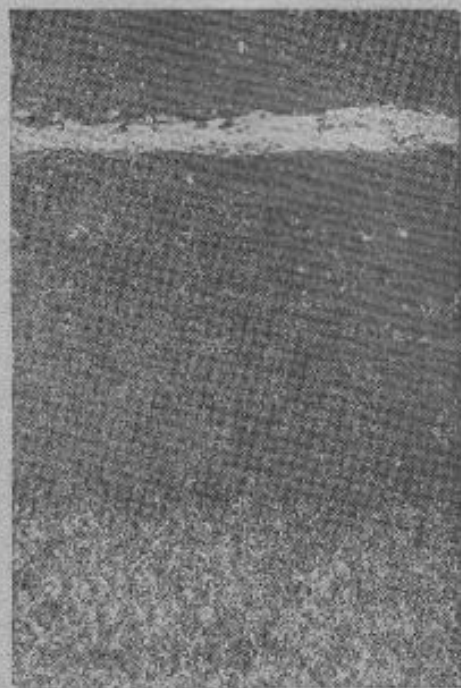
Азотированная сталь весьма устойчива против коррозии в таких средах, как атмосфера, пресная вода, морская вода, перегретый пар, щелочи, продукты сгорания газов, нефтепродуктов и т. п.

В процессе насыщения поверхностного слоя стали азотом отмечаются некоторые изменения размеров за счет увеличения объема поверхностного слоя, обусловленного образованием нитридов и деформации деталей.

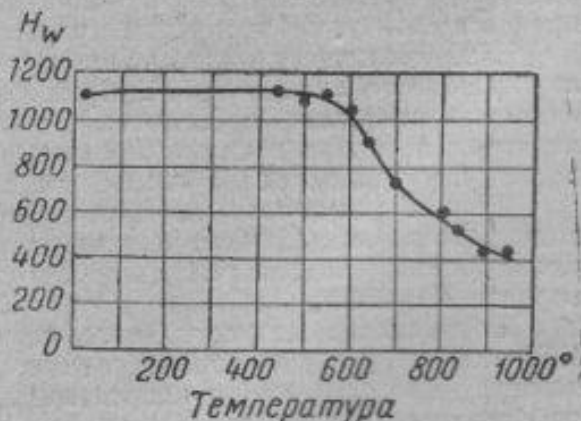
Деформации и изменения в размерах в процессе азотизации являются функцией насыщения слоя азотом, глубины азотированного слоя, продолжительности и температуры процесса, а также размеров и конфигурации изделий.

Изменение размеров при данной глубине слоя тем больше, чем больше диаметр, чем тоньше стенка образца и чем выше температура, при которой производилась азотизация.

Получаемые после азотизации изменения размеров закономерны,



Фиг. 273. Типичная структура после азотирования стали 38ХМЮА $\times 500$.



Фиг. 274. Влияние температуры повторного нагрева на твердость азотированного слоя (Лахтин).

их можно заранее предусмотреть, учесть и при неизменных условиях ведения процесса они постоянны.

Для уменьшения деформации процесс азотизации рекомендуется вести при наименьшей температуре и до минимума уменьшать глубину азотированного слоя. При этом необходимо учитывать, что с уменьшением сечения азотируемой детали отмечается резкое увеличение деформации.

§ 8. Технология процесса азотизации

Процесс азотизации является одной из завершающих операций технологического процесса, после которого следует только окончательное шлифование или доводка изделия.

Термическая обработка перед азотизацией проводится в грубых заготовках и назначение ее — сообщить изделию требуемые механические свойства.

Нормальный режим термической обработки стали 38ХМЮА следующий:

температура закалки	950±10°
охлаждающая среда	вода, масло
температура отпуска	550—600°
охлаждающая среда	воздух

Предварительная термическая обработка (в различных ее вариантах) незначительно влияет на качество азотированного слоя (твердость, характер распределения твердости по глубине слоя, глубину диффузионного слоя и т. д.). Однако понижение температуры отпуска (в пределах 500—650°), как правило, приводит к повышению деформации изделий в процессе азотизации. Это явление объясняется меньшей структурной стабильностью стали после отпуска при пониженных температурах.

При азотизации нередко необходимо предохранять отдельные части изделия от насыщения азотом. В этих случаях прибегают к гальваническому покрытию оловом мест, не подлежащих азотизации.

Защитное действие олова сводится к тому, что при температуре азотизации олово расплавляется и удерживается на поверхности стали вследствие поверхностного натяжения в виде тонкой, непроницаемой для азота, пленки.

Основным оборудованием для азотизации является печь того или иного типа с герметически закрывающимся муфелем (контейнером). Вследствие низкой температуры процесса требования точного ее регулирования ($\pm 5^\circ$) и весьма длительной выдержки наиболее желательны электропечи. По этим причинам для азотизации чаще применяются электрические печи с металлическим сопротивлением и в очень редких случаях — индукционные.

Основные факторы, определяющие результат проведенного процесса азотизации: 1) температура азотизации, 2) продолжительность азотизации и 3) степень диссоциации аммиака.

На фиг. 275 показаны кривые, характеризующие изменение твердости на поверхности $H_{\text{в}}$ и глубины азотированного слоя y мм в зависимости от продолжительности процесса азотизации при разных температурах.

На этих кривых видно, что чем выше температура азотизации, тем ниже твердость азотированного слоя и тем быстрее идет диффузия азота в сталь. Так как твердость азотированного слоя определяется степенью дисперсности нитридов, то повышение температуры приводит к выделению нитридов в менее дисперсной форме, что сопровождается получением более низкой твердости.

Если в результате азотизации требуется получить максимальную твердость и одновременно минимальные изменения размеров и деформацию изделий, процесс насыщения стали азотом следует проводить при возможно низкой температуре — порядка 480—500°.

Если можно допустить несколько пониженную твердость азотированного слоя (950—1000 $H_{\text{в}}$) и если конфигурация изделия не вызывает опасности деформации, температуру процесса можно повысить до 540—560°, что значительно ускоряет процесс диффузии азота в сталь.

В практике азотизации диссоциация аммиака при температуре процесса 500—520° обычно принята 15—25% и при 600°—40—50%. При данной загрузке печи и температуре процесса степень диссоциации аммиака в основном определяется скоростью потока аммиака.

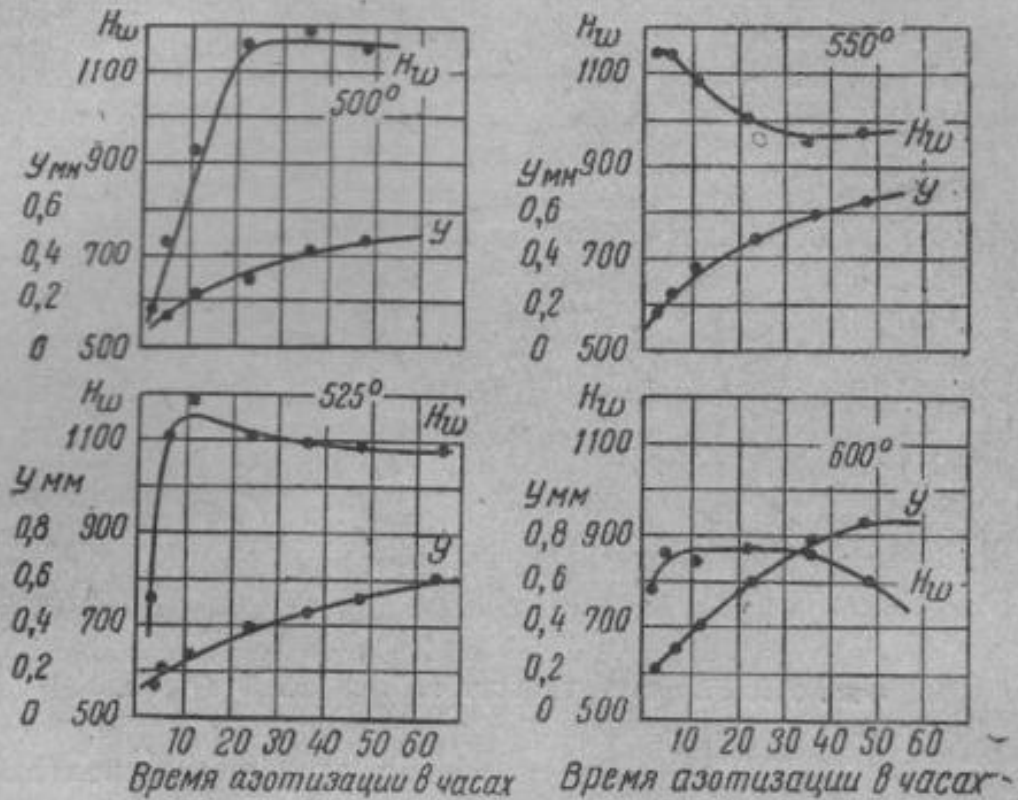
Одним из недостатков процесса азотизации является его большая длительность.

Для ускорения процесса азотизации на наших заводах широко используют так называемые комбинированные температурные режимы, из которых наибольшее применение

ние получил двойной повышающийся цикл. В этом случае азотизацию сначала ведут при 500—520°, а затем температуру повышают до 600—620°.

Первая стадия процесса при низкой температуре обеспечивает образование поверхностного слоя с высокой концентрацией азота, обладающего большой твердостью вследствие выделения высокодисперсных нитридов алюминия и других легирующих элементов.

Повышение температуры во второй стадии либо не вызывает коагуляции ранее выделившихся нитридов, либо процесс коагуляции происходит крайне медленно. При этом заметного снижения твердости азотированного слоя не наблюдается, а скорость диффузии азота в сталь значительно увеличивается. Выдержка во второй стадии процесса обеспечивает достаточную скорость диффузии и способствует не только увеличению общей глубины слоя, но и более равномерному распределению твердости по глубине слоя.



Фиг. 275. Зависимость твердости и глубины азотированного слоя от продолжительности процесса при 500, 525, 550 и 600° (Лахтин).

Правильный выбор температур и продолжительности отдельных ступеней при помощи комбинированных режимов азотизации позволяет сократить продолжительность процесса в 2—2,5 раза.

Комбинированные процессы азотизации в настоящее время широко применяются и сильно повышают производительность труда. Однако они неприменимы для безалюминиевых нитроллов (так как при азотировании этих сталей комбинированными режимами не достигается высокой твердости). Кроме того, применение комбинированных процессов, как правило, вызывает повышенные деформации.

В литературе встречается много указаний на возможность сокращения процесса азотизации добавлением к аммиаку анилина, нитробензола, пиридина, окиси азота и т. п. или введением в печь для азотизации прокаленного магнезита, медной стружки и т. д.

Введение этих ускорителей, в частности, анилина, дает хорошие результаты в начальной стадии процесса, способствуя достижению в более короткий промежуток времени высокой твердости азотированного слоя. При длительных процессах для получения большой глубины слоя роль этих ускорителей практически незначительна, так как они влияют лишь на состав газовой фазы и не влияют на коэффициент диффузии.

Одним из наиболее часто встречающихся дефектов азотированного слоя Cr-Mo-Al сталей является высокая поверхностная хрупкость, нередко исключая возможность применения процесса азотизации. При этом отмечено, что хрупкость распространяется обычно на глубину не больше 0,03—0,05 мм.

Основной причиной высокой хрупкости азотированного слоя является сильное пересыщение поверхностного слоя азотом.

Как показали исследования, максимальная твердость азотированного слоя достигается при 2,5—3,0% N; практически же концентрация азота в поверхностном слое в случае азотизации при 500—520° достигает 10—11%.

Высокая концентрация азота в азотированном слое нередко влечет за собой скопление в поверхностном слое значительного количества нитридов и развитие нитридной сетки, что в свою очередь повышает хрупкость.

Борьба с хрупкостью азотированного слоя в настоящее время ведется следующими методами:

1) правильным подбором стали для азотирования; так, стали, не содержащие алюминия, хотя и обнаруживают несколько пониженную твердость, но совершенно лишены хрупкости;

2) удалением шлифовкой поверхностных фильмов азотированного слоя, содержащих высокую концентрацию азота; этот метод широко применяется в производстве,

Группа	Вид отпечатка по Виккерсу	Определение	Примечание
I		Нехрупкий	Во всех случаях допустимы
II		Слегка хрупкий	
III		Хрупкий	Недопустимо на шлифованных поверхностях
IV		Очень хрупкий	Во всех случаях недопустимо

Фиг. 276. Шкала хрупкости азотированного слоя.

однако, не может быть рекомендован в тех случаях, когда желательно иметь высокую коррозионную устойчивость;

3) удалением избыточного (несвязанного) азота нагревом (деазотизация) азотированных изделий в течение некоторого времени при 500—650°.

Деазотизация интервала температур 520—600° практически не отражается на поверхностной твердости по глубине азотированного слоя, одновременно резко снижая хрупкость слоя.

При контроле качества азотированного слоя определяют: 1) твердость, 2) глубину, 3) хрупкость азотированного слоя.

Твердость азотированного слоя определяют на приборе Виккерса алмазной пирамидой при нагрузке 5—10 кг. Для этой же цели можно использовать прибор Роквелла при нагрузке 60 кг. Твердость азотированного слоя, полученного на хромомolibденовой стали, при этом должна составлять $H_{R_c} = 80—85$.

Глубину азотированного слоя можно определять по: 1) излому контрольного образца, 2) макроструктуре, 3) микроструктуре, 4) кривым падения твердости от поверхности к сердцевине.

О хрупкости азотированного слоя судят по характеру отпечатка, полученного от алмазной пирамиды прибора Виккерса при испытании твердости. Наличие надрывов, трещин и т. п. свидетельствует о хрупкости слоя. На фиг. 276 показана шкала хрупкости азотированного слоя в зависимости от характера отпечатка пирамиды прибора Виккерса.

В. ЦИАНИРОВАНИЕ СТАЛИ

Методы термо-химической обработки стали, при которых происходит одновременно диффузия в сталь углерода и азота, называются цианированием и имеют широкое практическое применение.

В настоящее время в промышленности практикуют два метода одновременного насыщения стали углеродом и азотом: 1) жидкое цианирование и 2) газовое цианирование (нитроцементация).

Целью этих процессов является повышение твердости и износостойчивости поверхностного слоя стального изделия без изменения свойств сердцевины.

§ 9. Жидкое цианирование

Процесс жидкого цианирования заключается в нагреве обрабатываемого изделия в расплавленных цианистых солях. Различают:

1. Низкотемпературное цианирование, проводимое при $550-600^{\circ}$ в ваннах, содержащих 98% NaCN или KCN—60%, Na_2CO_3 —25% и NaCl—15%, в течение 10—15 мин. Применяется низкотемпературное цианирование для быстрорежущей стали и имеет целью повысить стойкость инструмента (см. гл. XVII).

2. Высокотемпературное жидкое цианирование. Этот способ применяют для получения тонкого диффузионного слоя (0,075—0,10 мм), стойкого против износа при небольших удельных нагрузках и малом амортизационном износе. В этом случае процесс ведут при температуре $800-840^{\circ}$ в расплавленных солях, содержащих 18—35% NaCN. Продолжительность процесса колеблется от 5 до 45 мин. В результате цианирования образуется слой, содержащий 0,6—0,8% C и 0,4—0,5% N. После цианирования следует закалка. Твердость цианированного слоя 50—60 H_{RC} .

Для получения глубокого цианированного слоя (до 1,0 мм), содержащего 0,9—1,0% C и 0,25—0,4% N, процесс ведут при температуре $840-880^{\circ}$ в ваннах, активированных щелочно-земельными цианистыми солями (айрокез-процесс) или аммиаком, подвергнутому ионизации в специальных установках (чапманизация). Продолжительность процесса до 1,5—2 час. После цианирования следует закалка.

Этот процесс применяется для изделий, требующих высокой поверхностной твердости, высокого сопротивления износу и работающих при повышенных ударных нагрузках.

Жидкая цементация стали. В отличие от цианирования процесс ведется при $900-950^{\circ}$ в промежуток от 1 до 6 час. в расплавленных солях, состоящих из 20—50% NaCN или 10—15% $\text{Ca}(\text{CN})_2$ вместе с BaCl_2 ; некоторые составы ванны содержат кроме того NaCl, Na_2CO_3 , NaF и другие соли.

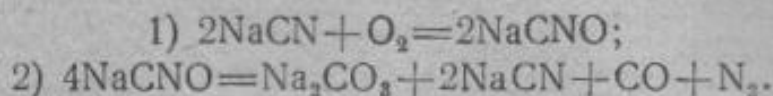
При жидкой цементации зеркало расплавленной ванны изолируют от атмосферы слоем чешуйчатого графита, добавляемого после расплавления солей, или графитом, входящим в состав ванны.

Такая обработка обеспечивает получение цементированного слоя глубиной до 2—2,5 мм и содержащего около 1,0—1,2% C при незначительном содержании азота.

Основными преимуществами процессов жидкой цементации являются: резкое ускорение процесса, равномерность нагрева цементируемых изделий, возможность непосредственной закалки деталей из цементирующей ванны и незначительная деформация обрабатываемых изделий.

Процесс жидкой цементации широко применяется для таких изделий, как шестерни, валы, болты, шайбы, кулачки и т. д.

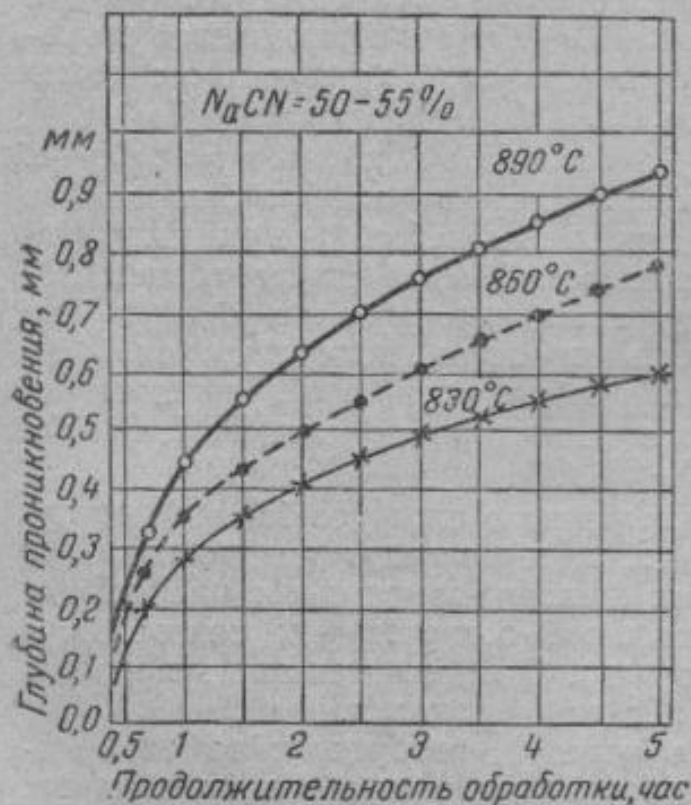
Процесс насыщения стали углеродом и азотом при цианировании сводится к следующему. При нормальной температуре цианистые соли металлов представляют собой прочные кристаллические вещества с незначительной скоростью диссоциации. При расплавлении они претерпевают разложение по реакциям:



Образующиеся в результате указанных реакций окись углерода и азот науглероживают и азотируют сталь.

Соотношение углерода и азота в цианированном слое зависит от температуры процесса. Чем ниже температура, тем больше в слое концентрации азота.

Температура плавления цианистых солей колеблется в пределах 550—650° (температура плавления NaCN—502°), благодаря чему при температуре цианирования они энергично испаряются. Для повышения температуры плавления к цианистым солям добавляют нейтральные, более тугоплавкие, соли (углекислый натрий, углекислый барий, хлористый натрий и барий и т. д.), не принимающие непосредственного участия в насыщении стали азотом и углеродом. В настоящее время наиболее распространенные цианистые ванны содержат до 30—40% цианистых солей, остальная часть ванны состоит из нейтральных солей. Глубина цианированного слоя и поверхностная твердость термически обработанных после цианирования образцов практически почти не меняются при понижении содержания



Фиг. 277. Глубина цианированного слоя в зависимости от продолжительности и температуры цианирования:

а—830°; б—850°; в—890°. (А. Н. Минкевич)

NaCN в ванне до 15—20%; дальнейшее понижение ведет к уменьшению глубины цианирования.

Для проведения жидкой цементации применяются следующие соли (табл. 26).

Таблица 26

№ по пор.	Состав, %								Применение
	NaCl	NaCN	Ca(CN) ₂	BaCl ₂	KCl	NaF	Na ₂ CO ₃	SiC	
1	—	36	—	—	24	3	36	1	Для цементации до 0,8—1,2 мм
2	—	—	10—15	85—90	—	—	—	—	Для глубокой цементации до 2,0 мм
3	15	50	1	35	—	—	—	—	—

Влияние температуры и продолжительности процесса на глубину цианированного слоя иллюстрируются кривыми на фиг. 277.

Как видно на кривых, наиболее быстро глубина цианированного слоя вырастает в первые 15—45 мин. Дальнейшее увеличение длительности процесса дает небольшое увеличение глубины диффузионного слоя. На практике продолжительность процесса цианирования редко превышает 1,5—2 часа. Во избежание сильного испарения ванны температура процесса цианирования не должна превышать 850°.

Влияние продолжительности жидкой цементации на общую глубину слоя при температуре 920—940° (соль № 2) иллюстрируется следующими данными:

Продолжительность выдержки, час.	1	5	10
Глубина слоя, мм	0,75	1,8	2,5

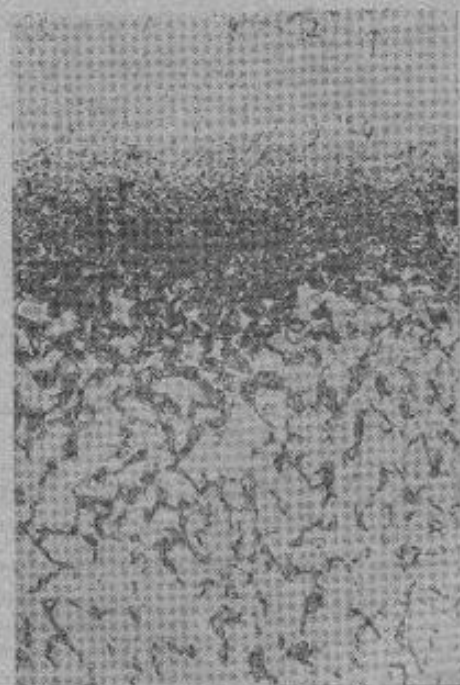
Для сообщения цианированному (цементированному) слою высокой твердости непосредственно после цианирования (жидкой цементации) следует закалка.

Закалка осуществляется непосредственно после извлечения деталей из ванны. Твердость закаленных цианированных (цементированных) изделий составляет 60—64 H_{RC} .

На фиг. 278 показана типичная структура цианированного и затем закаленного образца. Поверхность цианированного слоя состоит из азотистого мартенсита.

Цианирование в расплавленных солях производится в ваннах с металлическими тиглями. Печи ванны могут иметь электрический, газовый и нефтяной обогрев. Для жидкостной цементации применяются механизированные электросоляные ванны с внутренними электродами, что значительно повышает стойкость тиглей, экономит электроэнергию, способствует созданию равномерной температуры в рабочем объеме соли и позволяет форсировать работу ванны при загрузке изделий.

Недостатки жидкого цианирования — дороговизна и ядовитость цианистых солей.



Фиг. 278. Микроструктура цианированного слоя.

§ 10. Газовое цианирование стали (нитроцементация)

Сущность газового цианирования сводится к обработке изделий в газовой смеси, состоящей из цементирующего газа и аммиака, при температурах от 500 до 850° в течение нескольких часов (от 1 до 8).

Такая смесь вследствие происходящих в печи промежуточных реакций с образованием и каталитическим разложением циана, а также из-за понижения азотом критических точек стали, быстро насыщает поверхность изделия азотом и углеродом.

Газовое цианирование по химизму процесса насыщения азотом и углеродом аналогично жидкому цианированию. Как и при жидком ци-

нировании, решающим фактором, определяющим процесс цианирования и структуру цианированного слоя, является температура процесса.

При газовом цианировании в области температур до 600—700°, когда сталь имеет решетку α , она интенсивнее насыщается азотом, чем углеродом, причем образуются преимущественно нитриды (ϵ - и γ' -фазы).

В связи с этим поверхностный слой обрабатываемого изделия обычно содержит ϵ -фазу ($\epsilon + \gamma'$ -фазу). Под верхним слоем располагается мартенситообразная структура со значительным содержанием γ' -фазы. Эта структура обладает высокой твердостью и менее хрупка, чем ϵ -фаза.

С повышением температуры газового цианирования количество нитридов (ϵ -фазы) в диффузионном слое непрерывно уменьшается.

При температурах 800—850° диффузия углерода и азота протекает в решетку γ -фазы, и образующийся диффузионный слой по своему характеру соответствует цементированному слою.

Но следует иметь в виду, что при большой подаче аммиака и при этих температурах иногда наблюдается образование на поверхности ϵ -фазы, обладающей высокой хрупкостью.

ϵ -фазу устраняют правильным регулированием подачи аммиака и цементующего газа в печь для газового цианирования.

Науглероживанию стали в процессе цианирования происходит при более низкой температуре, чем при цементации, что связано с понижением температуры образования γ -фазы в присутствии азота.

Газовое цианирование в настоящее время применяют для:

1) повышения устойчивости против износа при малых удельных нагрузках с получением тонких слоев (как замена жидкого цианирования);

2) повышения стойкости инструмента из быстрорежущей стали;

3) увеличения устойчивости против износа с получением слоя средней толщины (как замена жидкого цианирования);

4) изделий, работающих при сосредоточенной нагрузке, требующих большой глубины слоя (как замена газовой и жидкой цементации).

Однако следует иметь в виду, что по сравнению с жидким цианированием газовое цианирование протекает более длительное время из-за более медленного нагрева в газовой среде, дает менее чистую поверхность при закалке в стационарных печах, и требует более сложного оборудования.

По сравнению с газовой цементацией газовое цианирование имеет ряд существенных преимуществ:

1) более низкая температура процесса и связанные с этим уменьшение деформации и увеличение срока службы муфеля, поддонов и других жароупорных деталей;

2) меньшая продолжительность процесса;

3) меньший рост зерна сердцевины, обеспечивающий во всех случаях возможность непосредственной закалки изделий из печи;

4) большее почти в два раза сопротивление износу полученного слоя;

5) меньшая удельная стоимость процесса.

Следует иметь в виду, что газовым цианированием можно пользоваться только в тех случаях, когда несколько меньшая вязкость слоя вследствие содержания азота не отражается на службе изделия.

Для осуществления газового цианирования требуются: источник цементруемого газа, баллон с аммиаком и непрерывная или стацио-

нарная печь для цианирования с соответствующими контрольными приборами.

В качестве цементирующего можно использовать все те газы, которые применяют для газовой цементации.

Применяемые в настоящее время методы газового цианирования можно разделить на две основные группы:

- 1) низкотемпературное и
- 2) высокотемпературное.

Газовое низкотемпературное цианирование, не сопровождаемое закалкой, применяют для повышения режущих свойств инструмента из быстрорежущей стали, а также для увеличения устойчивости против коррозии.

Высокотемпературное газовое цианирование можно применять к любой марке конструкционных сталей. Установление режима процесса газового цианирования зависит от требуемой глубины диффузионного слоя и условий работы изделий, а также того сорта стали, из которого изготовлено изделие.

Цементирующим газом при высокотемпературном процессе может служить светильный газ, пиролиз-крекинг-газ и др. (содержание углеводородов в газе желательно от 20 до 40%). Для непрерывного процесса можно рекомендовать газ, полученный пиролизом керосина + 15—25% (объемных) аммиака.

При значительных глубинах цианированного слоя содержание аммиака в газовой смеси держится на нижнем пределе и его можно уменьшить до 5—10% для снижения хрупкости слоя. Необходимо учитывать, что газ, содержащий, кроме углеводородов, окись углерода или имеющий пониженное содержание углеводородов (крекинг-газ), дает большее насыщение азотом и меньшее насыщение углеродом. Вводят науглероживающий газ и аммиак в печь через отдельные трубопроводы.

Температуру и продолжительность процесса газового цианирования устанавливают в зависимости от типа детали.

В случае цианирования деталей из среднеуглеродистых сталей и работающих при высоких удельных давлениях рекомендуется следующий режим обработки: 1) температура процесса 820—830°; 2) продолжительность процесса для глубины слоя 0,2—0,3 мм — 1,5—2,0 часа и для глубины 0,4—0,5 мм — 3—4 часа.

По окончании процесса непосредственно из печи производят закалку и отпуск при 200—220°. Для сложных изделий закалку рекомендуют производить с подстуживанием.

Для получения более глубоких слоев (0,8—1,2 мм) температуру процесса следует повысить до 850—860°; продолжительность процесса устанавливают в зависимости от требуемой глубины (нормально 6—8 час). Процесс также должен быть закончен закалкой и отпуском.

Для деталей, коробление которых недопустимо при термообработке, и для деталей, работающих при малых удельных давлениях, температуру, наоборот, следует снизить до 700—750°. Продолжительность процесса для глубины слоя 0,1—0,3 мм устанавливают в 3—6 час. После цианирования применяют закалку в масле или в воде (в зависимости от марки стали) и отпуск при 200—220°.

Г. ДИФФУЗИОННАЯ МЕТАЛЛИЗАЦИЯ

§ 11. Алитирование, хромирование и силицирование

Поверхностное насыщение железа (стали) такими металлами, как алюминий, хром и кремний, сообщает стали ряд ценных свойств, к числу которых относятся высокая жаростойкость, коррозионная устойчивость и повышенная износоустойчивость.

В связи с этим процессы алитирования, хромирования и силицирования представляют большой интерес для промышленности, так как позволяют заменять дефицитные высоколегированные нержавеющие и жароупорные стали нелегированной сталью или железом, подвергнутой алитированию, хромированию или силицированию.

Поверхностное насыщение стали алюминием — алитирование — давно применяется для повышения жаростойкости изделий, работающих при высоких температурах.



Фиг. 279. Микроструктура алитированного железа

Процессы диффузионного хромирования и силицирования — сравнительно новые процессы, получившие некоторое практическое применение лишь в самое последнее время.

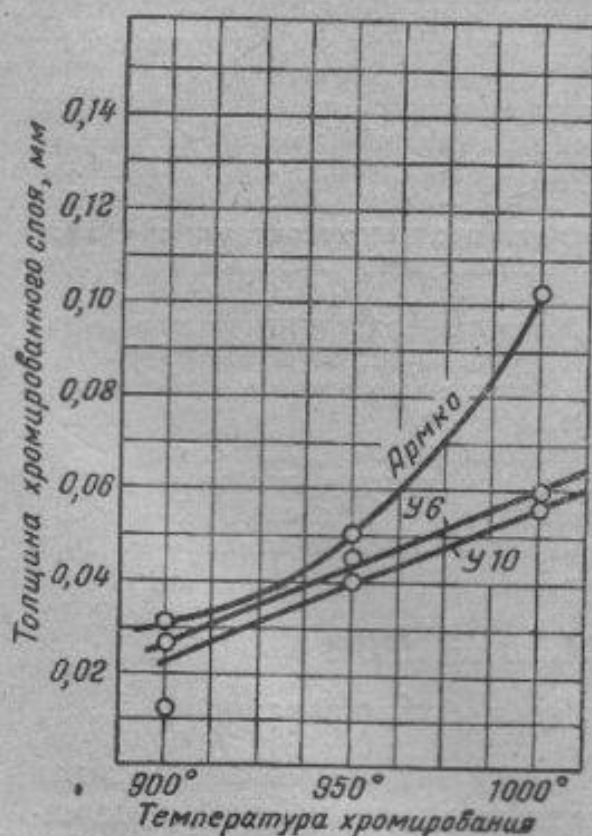
Поверхностное насыщение стали алюминием, хромом и кремнием может быть осуществлено путем упаковки изделия в соответствующие порошкообразные цементаторы (обычно ферросплавы), погружением в расплавленный металл (алитирование) или газовой цементацией.

Процессы хромирования и силицирования при непосредственном контакте цементующего порошкообразного вещества с поверхностью обрабатываемого изделия сопряжено с большими трудностями из-за необходимости вести процесс при высоких температурах и длительных выдержках. Эти недостатки в известной степени устраняются при пользовании методом газовой цементации, который следует рекомендовать для промышленного диффузионного хромирования и силицирования.

Газовая цементация стальных изделий алюминием, хромом и кремнием нормально проводится в атмосфере хлористых соединений данного металла (хлоридов), получаемых путем воздействия хлора (хлористого водорода) при высоких температурах (900—1100°) на данный металл или его высокопроцентные сплавы с железом.

Газовая цементация в присутствии хлористых соединений сводится к следующему: при достаточно высоких температурах хлориды диссоциируют и на поверхности обрабатываемого изделия в атомарном состоянии адсорбируется металл хлорида, который диффундирует в железо.

В результате процессов алитирования (хромирования, силицирования) на поверхности образуются твердые растворы высокой концентрации: алюминий, хром, кремний и др., в железе. Полученные слои обладают высокой коррозионной устойчивостью. На фиг. 279 показана микроструктура алитированного слоя. Как видно на фигуре, насыщенный алюминием поверхностный слой не протравился в отличие от сердцевины.



Фиг. 280. Толщина хромированной зоны в зависимости от температуры хромирования (Гуляев—Дубинин).

Зависимость толщины хромированной зоны от температуры хромирования показана на фиг. 280.

Из перечисленных трех методов насыщения железа и стали металлами наибольшее распространение получил процесс алитирования, который применяют, чтобы повысить жаростойкость, для коллекторов авиационных моторов, топливников газогенераторных автомашин, пиррозных и нитроцементационных реторт, цементационных ящиков, разливочных ковшей и т. д.

Алитирование наиболее часто проводится путем нагрева обрабатываемых деталей, упакованных в специальную смесь, состоящую из порошка алюминия (ферроалюминий), нашатыря (0,5—5%) и иногда инертных добавок (шамот, песок и т. д.).

Диффузия в железо алюминия из содержащих его активных твердых порошков практически становится заметной при температуре не ниже 800°. Нормальная температура алитирования 950—1000°. Продолжительность процесса 5—6 час.

После алитирования рекомендуется производить диффузионный отжиг, чтобы ослабить хрупкость алитированного слоя.

Температура отжига 900—1000°. Глубина алитированного слоя наиболее часто лежит в пределах от 0,3 до 0,8 мм.

Химизм процесса алитирования сводится к следующему. При высоких температурах NH_4Cl диссоциирует ($\text{NH}_4\text{Cl} \rightarrow \text{NH}_3 + \text{HCl}$), при этом образующийся HCl хлорирует алюминий или ферроалюминий ($6\text{HCl} + 2\text{Al} \rightarrow 2\text{AlCl}_3 + 3\text{H}_2$). Образующийся AlCl_3 взаимодействует с железом ($\text{AlCl}_3 + \text{Fe} \rightleftharpoons \text{FeCl}_2 + \text{Al}$) с выделением чистого Al , который и диффундирует в металл.

Алитированные изделия с успехом используются для работы при температурах 850—950°.

ЛИТЕРАТУРА

- Гуляев А. П., Лахтин Ю. М., Тарусин А. И., Термическая обработка стали, Машгиз, 1946.
Лахтин Ю. М., Азотизация стали, Машгиз, 1943.
Минкевич Н. А., Курс термической обработки стали и чугуна, ОНТИ, 1935.
Сборник статей, «Цементация стали», под редакцией Регирера З. Л. и Шмыкова А. А., Машгиз, 1940.
Юрьев С. Ф., Азотирование стали и его применение в автотракторостроении, ОНТИ, 1938.

ЧАСТЬ IV

ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

ГЛАВА XIV

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

§ 1. Классификация примесей в стали

Можно считать, что сталь, содержащая кроме железа и углерода еще другие элементы, является легированной сталью. Но такое простое разделение сталей на легированные и нелегированные неточно. Если произвести химический анализ любой стали, то окажется, что она помимо углерода и железа содержит марганец, кремний, серу, фосфор, а также кислород, водород и азот. Следовательно, по наличию в стали кроме железа и углерода других элементов еще нельзя сказать, легированная это сталь или нет. Количественное содержание элементов также не определяет, следует считать сталь легированной или нет. Сталь, которая содержит 0,1% ванадия, считается ванадиевой сталью и в то же время наличия в стали 0,5—0,7% марганца недостаточно, чтобы отнести эту сталь к марганцевой.

Всякая сталь содержит ряд элементов помимо железа и углерода, однако лишь при наличии определенных элементов сталь следует считать легированной.

Все примеси (химические элементы), содержащиеся в стали, можно разделить на 4 группы:

1. **Постоянные или обыкновенные примеси.** К этой группе относятся элементы, присутствующие в любой стали, потому что введение их в металл необходимо при производстве стали (марганец, кремний) или потому, что невозможно полностью освободиться от них (сера, фосфор).

Обычно любая сталь содержит около 0,3—0,7% Mn; 0,2—0,4% Si; 0,01—0,05% P и 0,01—0,04% S.

2. **Скрытые примеси.** Эти примеси так же, как и элементы первой группы, присутствуют в любой стали, но содержание их мало и методы их химического определения сложны. К этим примесям относятся кислород, водород и азот.

3. **Случайные примеси.** К этой группе относятся примеси, попадающие в сталь, потому что они находятся в местных шихтовых материалах. Так, например, уральские руды содержат небольшой процент меди, и сталь, выплавленная из этих руд, содержит медь. Сталь, выплавленная из керченских руд, содержит мышьяк, так как эти руды содержат мышьяк. Переплавка луженого, оцинкованного и другого скрапа обуславливает попадание в металл олова, цинка, сурьмы, свинца.

Широкое применение в военное время хромистых и хромоникелевых сталей вызывало загрязнение шихты хромом и никелем. На некоторых заводах, изготавливающих в большом количестве хромоникеле-

вые стали, содержание хрома и никеля в обычных углеродистых сталях, также производимых этими заводами, доходит до 0,3% Cr и 0,5% Ni.

4. Специальные примеси умышленно вводят в сталь для придания ей определенных свойств. К таким примесям относятся: хром (Cr), никель (Ni), молибден (Mo), вольфрам (W), ванадий (V), медь (Cu), титан (Ti), ниобий (Nb), кобальт (Co) и др.

Сталь, содержащая специальную примесь, называется специальной или легированной. Наличие кремния более 0,5% или марганца более 1%, т. е. в количестве, большем, чем это необходимо для металлургического производства стали, делает эту примесь специальной, а сталь легированной.

Итак, все примеси, встречающиеся в сталях, можно разделить на:

- 1) постоянные — Mn (до 1%); Si (до 0,5%); S, P;
- 2) скрытые — H, O, N;
- 3) случайные — As, Sn, Zn, Sb, а также и случайно попавшие элементы из следующей группы;
- 4) специальные — Ni, Cr, Mo, W, V, Ti, Co, Nb, Cu, Mn (более 1%), Si (более 0,5%).

Лет 20—30 тому назад сера, фосфор, а также все скрытые и случайные примеси считались вредными, ухудшающими качество стали.

Понятие «вредная примесь» сейчас без указания назначения стали не всегда правильно. Например фосфор, ухудшающий сопротивление удару, безусловно вредная примесь в конструкционных сталях, подвергающихся в работе динамическим нагрузкам. Однако иногда повышенная хрупкость нам нужна, например в сталях, идущих на изготовление гранат. В этих сталях содержание фосфора повышенное, и тогда его никак нельзя причислить к вредным элементам. Можно привести аналогичные примеры целесообразного применения сталей с повышенным содержанием серы, свинца, азота.

§ 2. Влияние элементов на полиморфизм железа

Железо, как известно, имеет две аллотропические модификации, причем одна из них α существует в двух интервалах температур. В соответствии с обычно принятым обозначением температура высокотемпературного превращения у железа (1395°) обозначается через A_4 , а низкотемпературного (910°) — A_2 .

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования той или иной модификации железа и сдвигают по температурной шкале точки A_2 и A_4 .

Другими словами, они могут или повышать (\uparrow) или понижать (\downarrow) точки A_2 и A_4 . Влияние элементов на критические точки схематически можно представить в виде следующей таблички:

A_4	\uparrow Mn, Ni, C, N, Cu, Zn, Au, As.	Co
	\downarrow	O, Zr, B, Sn, Be, Al, Si, P, Ti, V, Mo, W, Ta, Nb, Sb, Cr,
A_2	\uparrow	O, Zr, B, Sn, Be, Al, Si, P, Ti, V, Mo, W, Ta, Nb, Sb, Co,
	\downarrow Mn, Ni, C, N, Cu, Zn, Au, As.	Cr

Мы видим, что большинство элементов либо повышает точку A_4 и снижает точку A_3 ($A_4 \uparrow, A_3 \downarrow$), расширяя тем самым интервал существования γ -модификации, либо понижает A_4 и повышает A_3 ($A_4 \downarrow, A_3 \uparrow$), сужая интервал существования γ -модификации.

В первом случае, когда A_4 достигает линии солидуса, а A_3 комнатной температуры, γ -фаза будет существовать в данном сплаве при всех температурах, начиная от комнатной и кончая температурой плавления.

Во втором случае, когда A_4 понижается, а A_3 повышается, эти точки при каком-то содержании элемента могут слиться и в сплаве не будут происходить превращения при нагревании.

Если растворимость второго компонента в железе ограничена или он образует с железом ограниченно растворимое в железе соединение, то возможно, что при расширении γ -области точка A_3 не достигнет комнатной температуры, когда наступит предел растворимости. При сужении γ -области возможное замыкание γ -области может оказаться больше предела растворимости этого элемента в железе. Тогда точки A_4 и A_3 «не встретятся» на диаграмме.

Возможные принципиальные случаи влияния элементов на точки A_4 и A_3 показаны на фиг. 281. Группы I, II, III и IV показывают все четыре возможных случая влияния элементов на точки A_4 и A_3 . Подгруппа А относится к тому случаю, когда элементы обладают достаточной растворимостью для снижения A_3 до комнатной температуры или для замыкания γ -области. Подгруппа В относится к тем элементам, растворимость которых (или их бинарных соединений с железом) меньше указанного предела.

Следует отметить, что точка A_4 реагирует на изменение концентрации интенсивнее, чем точка A_3 , поэтому в группе III ($A_4 \uparrow, A_3 \uparrow$), γ -область расширяется, тогда как в группе IV ($A_4 \downarrow, A_3 \downarrow$) сужается.

Поэтому группу IV можно объединить с группой II, называя ее группой с замкнутой γ -областью, а группу III объединить с I, называя ее группой с открытой γ -областью¹.

Влияние элементов на положение критических точек и вид диаграммы состояния определяется свойствами данного элемента и расположением его в периодической системе элементов.

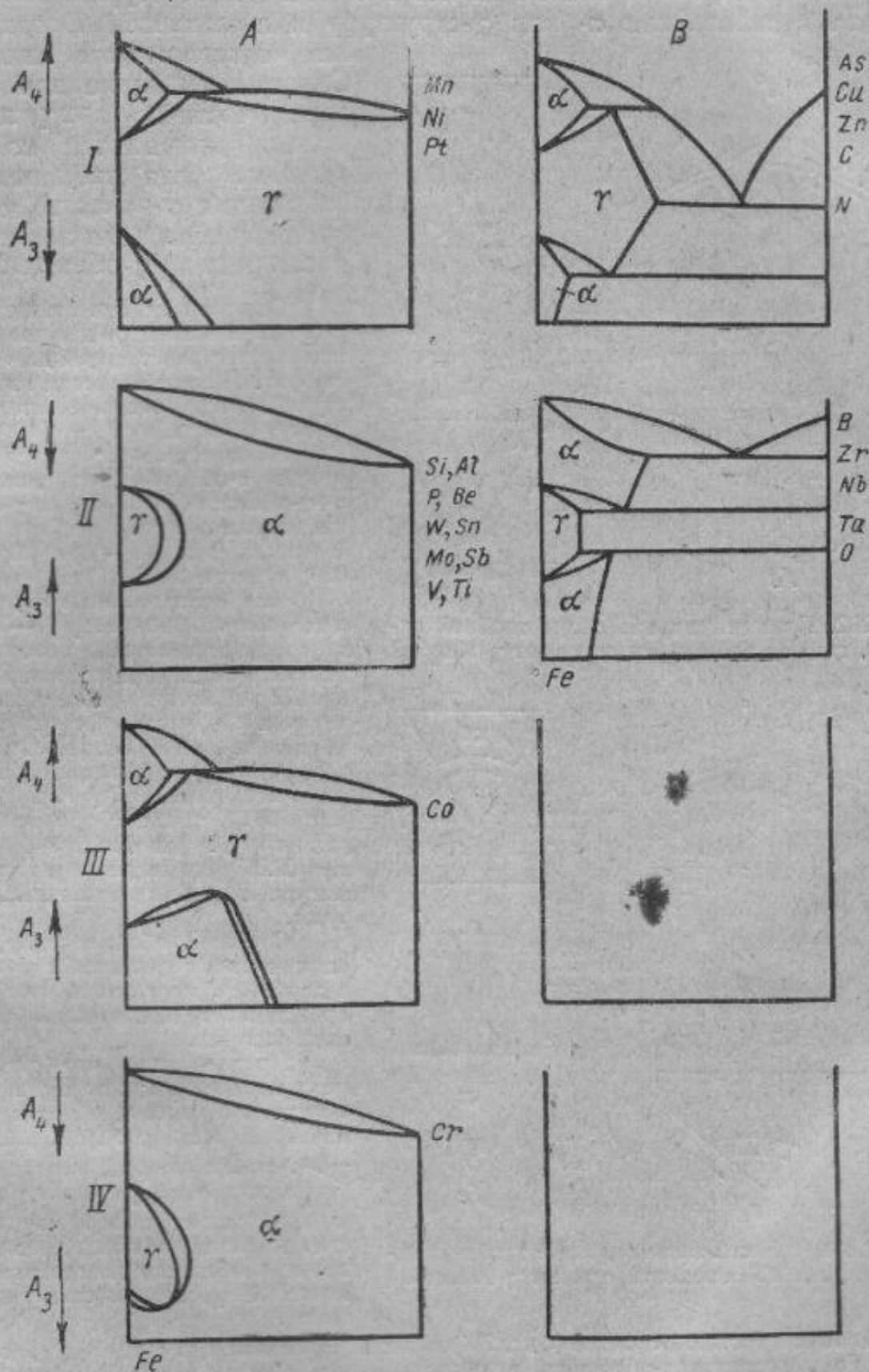
1. Элементы, расположенные в периодической таблице вблизи от железа, имеют большую растворимость в железе и дают подгруппу А. Элементы, более удаленные от железа, имеющие существенное отличие в размерах атома и поэтому слабо растворимые в железе, дают подгруппу В.

2. Элементы, изоморфные γ -железу (т. е. имеющие кристаллическую решетку хотя бы одной модификации, как у γ -железа), дают диаграмму с расширенной γ -областью (I и III группы). Элементы, изоморфные α -железу, образуют диаграмму с замкнутой γ -областью².

Сплавы, содержащие легирующих элементов больше, чем «вылет» $\alpha \uparrow \gamma$ -области (для диаграмм с замкнутой γ -областью) или больше,

¹ Диаграммы состояний, которые при ограниченной растворимости дают $A_4 \uparrow A_3 \uparrow$ или $A_4 \downarrow A_3 \downarrow$ не найдено, поэтому группа диаграмм состояний III В и IV В на фиг. 281 не приводится.

² Эти положения не имеют характера безоговорочных правил, так как известно множество отступлений от них. Например Al, кристаллизующийся в гранецентрированной кубической решетке (изоморфен γ -железу), тем не менее сужает γ -область.



Фиг. 281. Принципиальные схемы бинарных диаграмм железных сплавов. (Гуляев)

чем крайнее положение при комнатной температуре $\alpha + \gamma$ -области (для диаграмм с расширенной γ -областью) не имеют превращений в твердом состоянии. Такие сплавы имеют при всех температурах, вплоть до начала расплавления α - или γ -структуру и называются *ферритными* или *аустенитными* сплавами.

Сплавы, имеющие при нагревании частично $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращения, называются *полуферритными* (для элементов, замыкающих γ -область) и *полуаустенитными* (для элементов с расширенной γ -областью).

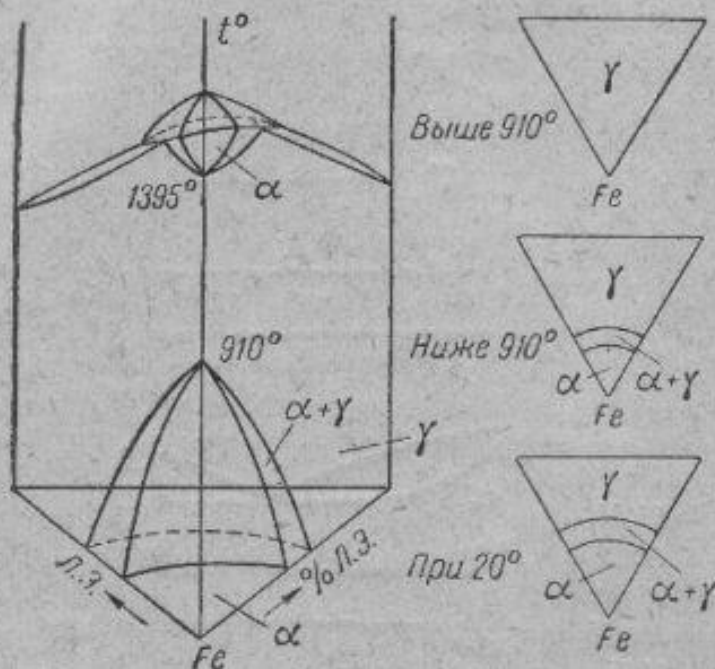
Одновременное влияние на γ -область двух элементов должно изображаться пространственной диаграммой. На фиг. 282 схематически изображен случай, когда оба элемента расширяют γ -область.

Внутри „шатра“ имеем устойчивую α -область, вне „шатра“ за $\alpha + \gamma$ -областью, устойчивую γ -область. На той же фигуре даны три изотермических разреза — при 20° , ниже 910° и выше 910° .

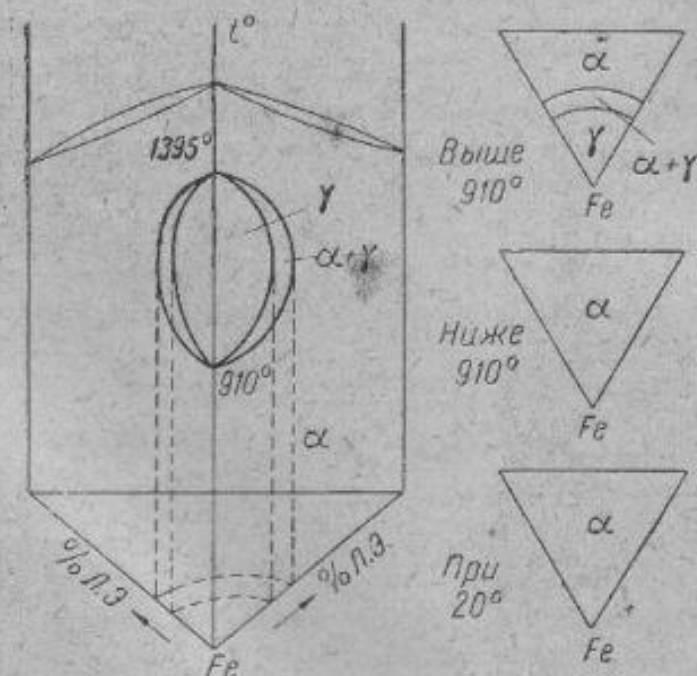
Для двух элементов, замыкающих γ -область (например Fe—W—Mo), в пространственном изображении, γ -область имеет вид половинки скорлупы от грецкого ореха, обращенной внутренней частью к углу железа. Тогда внутри „скорлупы“ будет устойчивой γ -модификация, а снаружи α -модификация (фиг. 283). Горизонтальные сечения при температурах ниже 910° и выше 910° (но выше 1395°) приведены на той же фигуре и особых пояснений не требуют.

Сложнее обстоит дело, когда один элемент расширяет γ -область, а другой сужает, хотя этот случай представляет наибольший технический интерес.

Предположим, что один элемент изоморфен γ -железу, а другой α -железу, и первый, образуя неограниченный раствор с Fe_γ , расширяет γ -область, а второй, неограниченно растворяясь в Fe_α , сужает γ -область. Они не имеют неограниченной растворимости по отношению друг к другу и образуют диаграмму с ограниченной растворимостью и эвтектикой.



Фиг. 282. Принципиальная схема тройной системы, где оба элемента расширяют γ -область.



Фиг. 283. Принципиальная схема тройной системы, где оба элемента сужают γ -область.

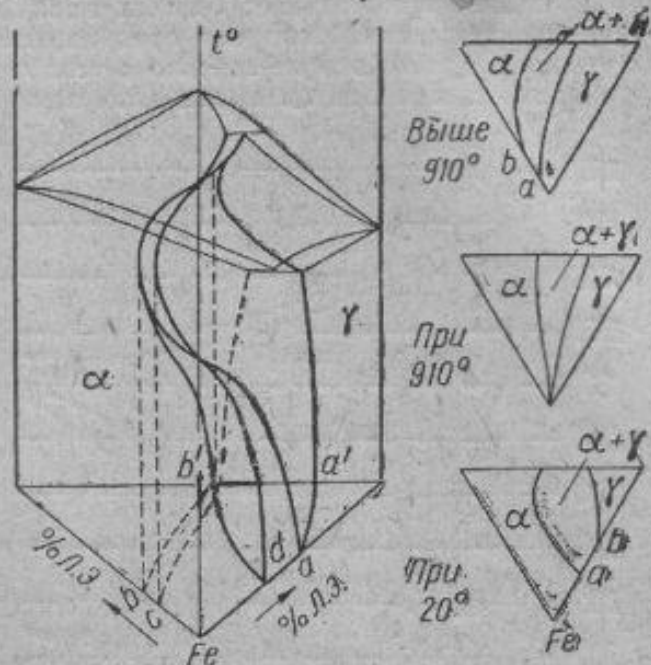
В такой тройной системе (фиг. 284) область, примыкающая к элементу, изоморфному Fe_γ , является γ -областью, а область, примыкающая к другому элементу, — α -областью. Их разделяет двухфазная $\alpha + \gamma$ -область. Очертание граничных поверхностей этой двухфазной области с однофазными α - и γ -областями удобнее проследить по горизонтальным разрезам. При комнатной температуре железо и твердые растворы малой концентрации γ -элемента имеют α -строение, с повышением температуры точки a и b стремятся к „железной“ вершине треугольника. При 910° (точка A_3 для

железа) они совпадают, а при более высокой температуре переходят на другую сторону треугольника. Дойдя до крайнего положения (при температуре, соответствующей крайнему положению $\alpha+\gamma$ петли в двойной системе), точки a и b вновь будут приближаться к железу и при 1395° (A_1) сольются в вершине треугольника.

В первых двух случаях (фиг. 282 и 283) мы видим, что могут быть такие сплавы, которые имеют при нормальной температуре α -строение и затем при определенных температурах перекристаллизуются в γ ; также могут быть сплавы, имеющие строение γ (фиг. 282) или α (фиг. 283), но не имеющие превращений в твердом состоянии. Первые сплавы называются аустенитными, так как γ -строение у них сохраняется вплоть до температур плавления, вторые сплавы называются ферритными и они тоже не имеют превращений. Эти сплавы должны содержать большое количество легирующих элементов; концентрация этих сплавов должна лежать вне пунктирной кривой, лежащей на основании трехгранной призмы (фиг. 282 и 283).

Между двумя кривыми линиями сплавы при нагревании имеют частичное превращение при нагревании. Они могут быть названы полуаустенитными или полуферритными.

В диаграмме состояния фиг. 284 мы встречаемся со всеми типами сплавов. Сплавы, лежащие правее линии $a-a'$ (на горизонтальной плоскости в пространственном рисунке диаграммы), являются аустенитными, а левее линии $b-b'$ — ферритными. Внутри плоскости $c-c'-d$ сплавы испытывают полное (как и чистое железо) $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение.

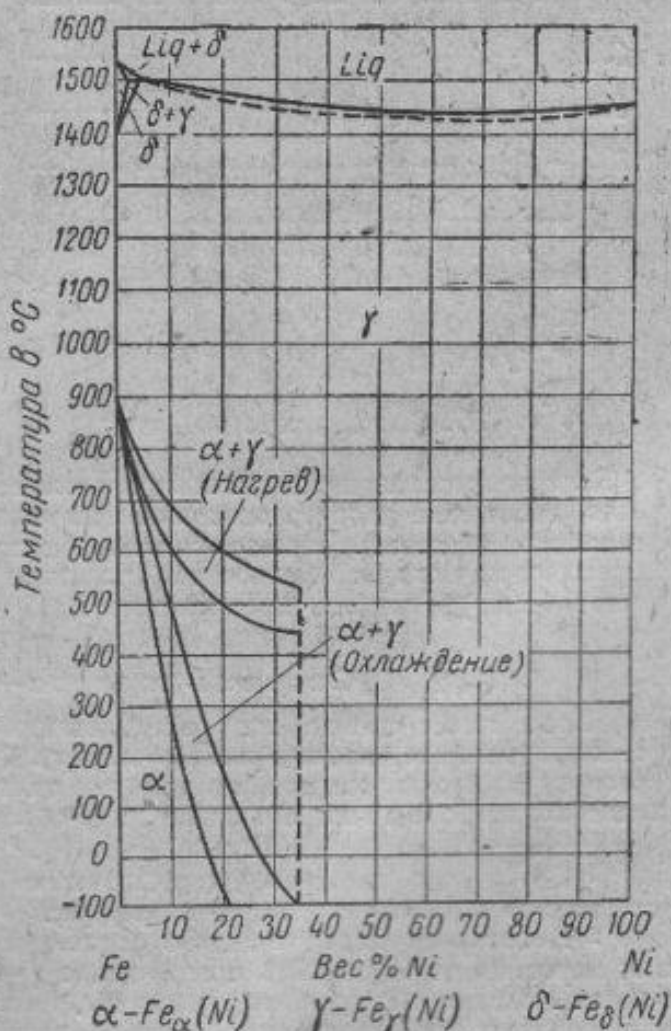


Фиг. 284. Принципиальная схема тройной системы, где один элемент расширяет, а другой сужает γ -область.

§ 3. Реальные двойные системы железо — легирующий элемент

Система железо—никель
(Фиг. 285)¹

Никель имеет гранецентрированную решетку с параметром, близким к железу (параметр решетки Fe_γ , отнесенной к нормальной температуре — $3,55\text{Å}$. Параметр решетки Ni — $3,52\text{Å}$). Это обеспечивает образование непрерывного ряда твердых растворов между Fe_γ и Ni .



Фиг. 285. Система железо—никель.

¹ Эта и следующие диаграммы состояния (фиг. 285—291) приводятся после критического анализа многочисленных экспериментальных работ по изучению бинарных сплавов железа.

Никель изоморфный Fe_γ повышает A_1 и снижает A_3 , расширяя γ -область.

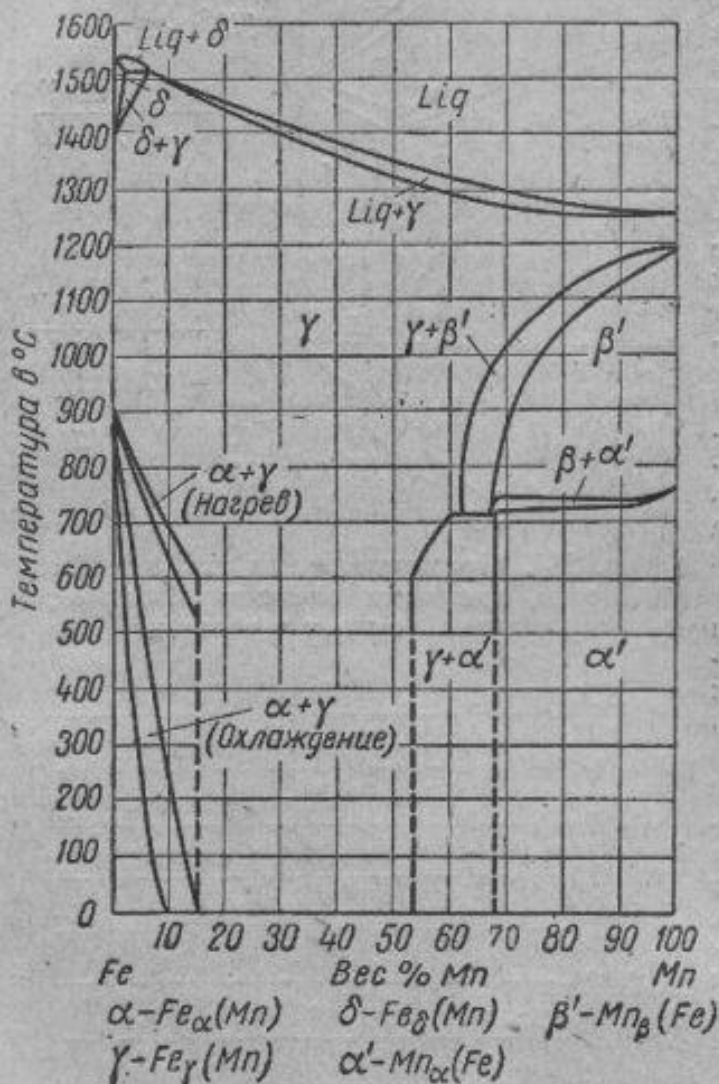
Высокотемпературное $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение (A_1), повышаясь, дает при 1500° трехфазное (новариантное) равновесие $L + \alpha \rightarrow \gamma$. Низкотемпературное $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение (A_3) протекает при больших концентрациях никеля ($Ni > 5\%$) различно при нагревании и охлаждении. Интервал превращения при охлаждении лежит ниже, чем при нагревании, однако это не связано с тепловым гистерезисом превращения. Температура превращения при охлаждении не зависит от скорости охлаждения.

Повидимому, при охлаждении $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение происходит без изменения концентрации (по мартенситному типу). Возникают кристаллы (пластины) новой фазы той же концентрации, что и исходная фаза. Дальнейшее охлаждение ведет к появлению новых и новых кристаллов α -фазы.

При нагревании $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение происходит по обычным законам превращения твердых растворов. Превращение является диффузионным, и в интервале превращения концентрация α - и γ -фаз определяется правилом отрезков. В соответствии с этим находящиеся в равновесии α - и γ -растворы имеют разное содержание никеля; γ -раствор содержит больше никеля, чем α .

Система железо—марганец (фиг. 286)

Марганец имеет три аллотропические формы¹. α - и β -марганец имеют сложную кубическую решетку с 58 (α) и 20 (β) атомами в элементарной ячейке. Mn_γ имеет тетрагональную гранецентрированную решетку. По большой оси параметр равен $3,77 \text{ \AA}$, по малой $3,58 \text{ \AA}$. Небольшое различие в размерах решетки Fe_γ и Mn_γ и почти одинаковое строение допускают возможность существования между этими аллотропическими формами непрерывного твердого раствора.



Фиг. 286. Система железо—марганец.

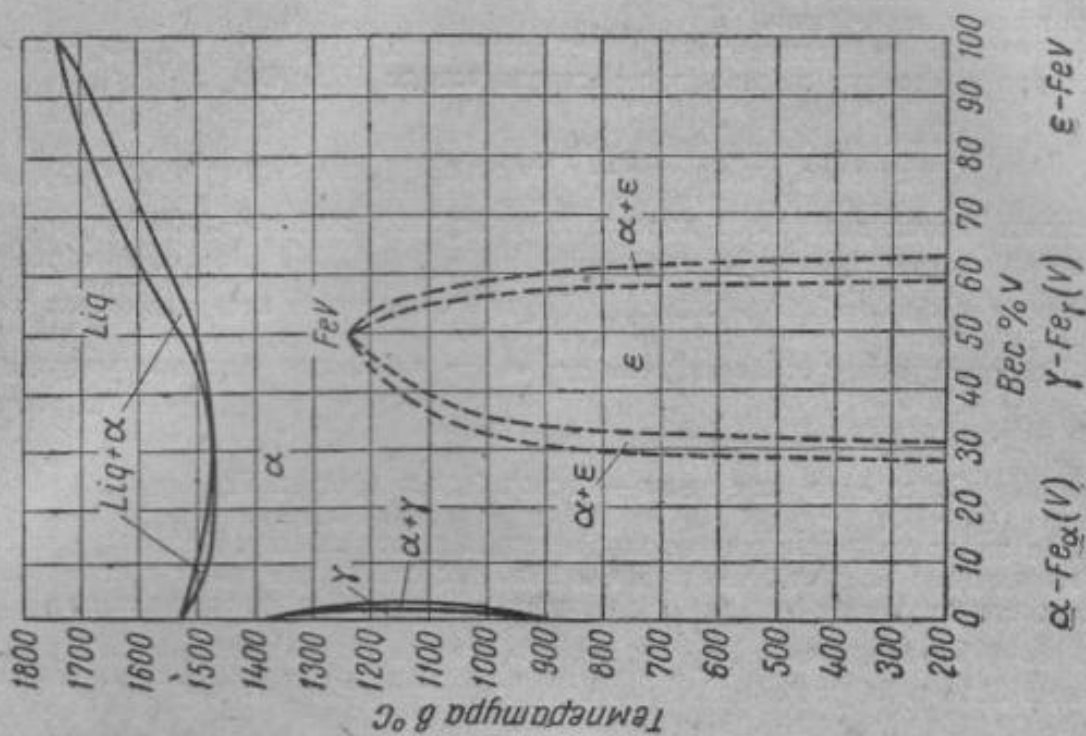
Если не рассматривать богатых марганцем сплавов, в которых происходят превращения, вызванные аллотропическими превращениями марганца, в остальном диаграмма аналогична диаграмме железо—никель. Аналогично протекает превращение $\gamma \rightleftharpoons \alpha$; при нагревании происходит обычное диффузионное превращение, а при охлаждении мартенситное бездиффузионное превращение².

Система железо—хром (фиг. 287)

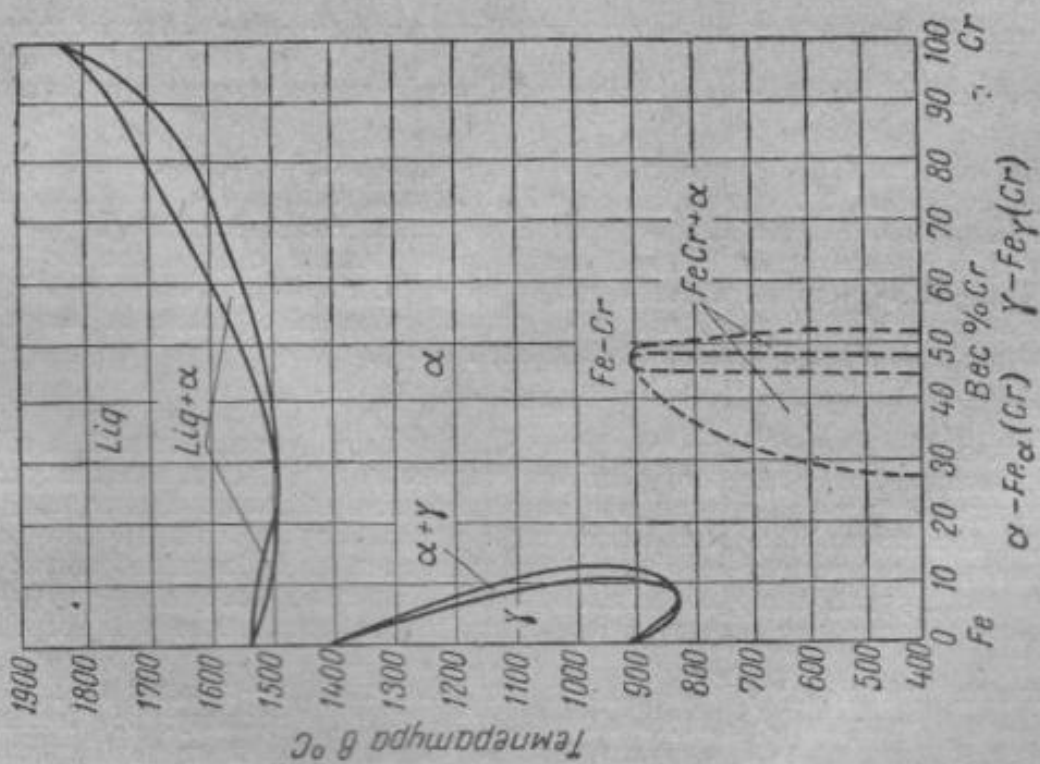
Хром имеет только одну модификацию и кристаллизуется в объемно-центрированной решетке, изоморфной α -железу. Хром понижает обе точки аллотропического превращения железа, но так как точка A_2 снижается быстрее, чем A_3 , то в конце концов обе точки сливаются, и γ -область замыкается при $12,8\%$ Cr . Fe_α и Cr

¹ По некоторым новейшим данным марганец имеет 4-ю модификацию δ , устойчивую вблизи температур плавления.

² Некоторые исследователи в системе $Fe-Mn$ обнаружили, что при содержании марганца от 12 до 29% превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ происходит через промежуточную ϵ -фазу. Условия образования этой фазы, имеющей гексагональную, плотно упакованную решетку, не вполне ясны. Рассматривая эту фазу как промежуточную и неустойчивую, для упрощения на диаграмме ее не показывали.



Фиг. 288. Система железо—ванадий.



Фиг. 287. Система железо—хром.

неограниченно растворимы в твердом состоянии (решетки Fe_α и Cr изоморфны, атомные размеры Fe и Cr близки).

В интервале 44—52% Cr образуется неустойчивое химическое соединение $FeCr$ (48,2% Cr), диссоциирующее при $\sim 900^\circ$ ¹. Соединение $FeCr$ очень хрупко, поэтому его часто называют "Brittel constituent" — хрупкая составляющая или « B -составляющая» или σ -фаза.

Влево и вправо от гомогенной $FeCr$ -области находится двухфазная область $FeCr + \alpha$, которая в сторону железа распространяется до 28% Cr .

Система железо—ванадий (фиг. 288)

В основных чертах диаграмма похожа на диаграмму железо—хром².

Ванадий изоморфен α -железу, имеет одну модификацию с решеткой объемно-центрированного куба ($a = 3,03 \text{ \AA}$). Между Fe_α и V существует неограниченная растворимость. Для растворов с соотношением $\frac{V}{Fe} = \frac{1}{1}$ возможен процесс упорядочения.

Система железо—молибден (фиг. 289)

Молибден имеет кубическую объемно-центрированную решетку. Параметр решетки молибдена значительно больший, чем хрома и ванадия; это ограничивает растворимость его в железе, тогда как хром и ванадий, как мы видели, неограниченно растворимы в Fe_α .

Растворимость молибдена в Fe_α составляет 5% при 20° , а максимальная растворимость равна 38% (1450°). Избыточной фазой является интерметаллическое соединение Fe_3Mo_2 .

Молибден повышает A_3 и понижает A_4 и выклинивает γ -область полностью при 3,5% Mo (2,0 ат %) ³.

Система железо—вольфрам (фиг. 290)

Система железо—вольфрам в основных чертах повторяет систему железо—молибден.

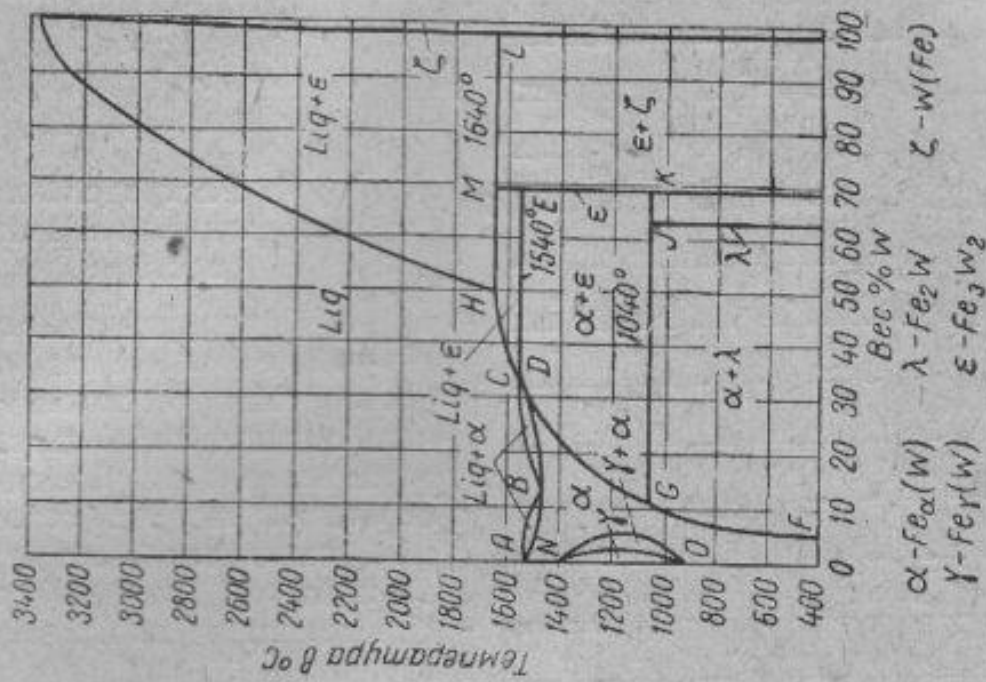
Вольфрам имеет кубическую объемноцентрированную решетку с параметром $3,16 \text{ \AA}$.

Растворимость вольфрама в железе α —32% при 1540° и 6% при 500° и ниже. Вольфрам A_4 понижает, а A_3 повышает; γ -область сужается при 6,5% W (2,05 ат %). Железо и вольфрам образуют два интерметаллических соединения Fe_2W (λ -фаза) и Fe_3W_2 (ε -фаза). В соответствии с диаграммой неустойчивое соединение Fe_2W образуется при 1040° из α - и ε -фаз. Однако ввиду большой склонности к переохлаждению это превращение не происходит, и при обычных условиях охлаждения второй фазой в структуре являются ε -фазы (вольфраמיד Fe_3W_2).

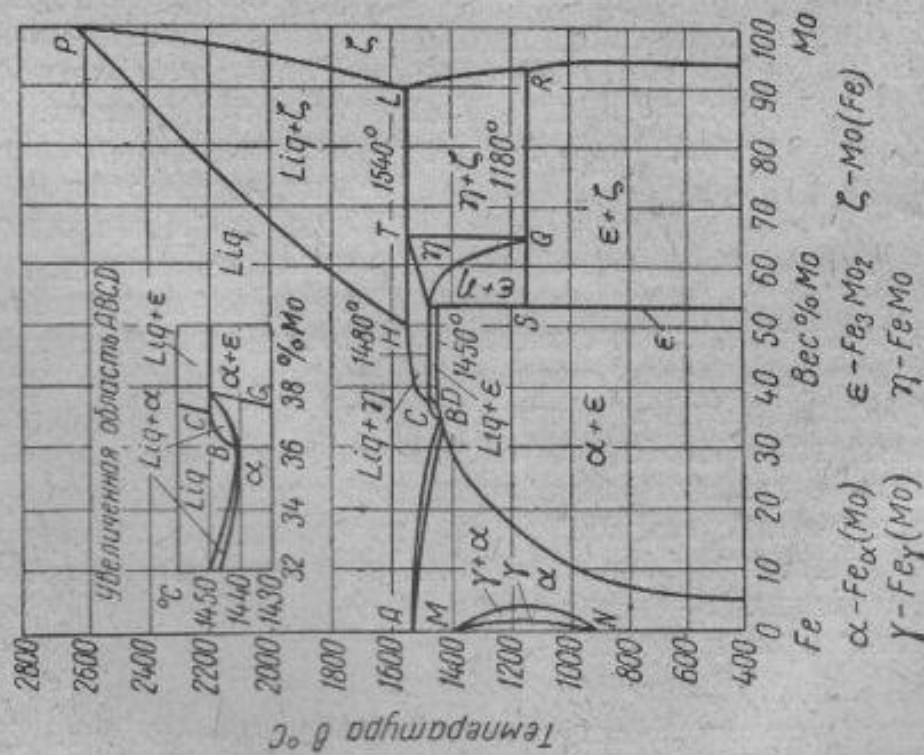
¹ Возможно, что неустойчивое соединение $FeCr$ есть упорядоченный α -твердый раствор. Образование из α -твердого раствора соединения $FeCr$ (или процесс упорядочения) происходит с большим трудом при многочасовых выдержках в интервале превращения. При достаточно быстром охлаждении (например на воздухе) α -раствор переохлаждается до комнатных температур без превращения. Добавка небольших количеств никеля или других легирующих элементов значительно ускоряет $\alpha \rightarrow FeCr$ -превращение; поэтому в тройных сплавах интерметаллическое соединение $FeCr$ встречается довольно часто.

² В отличие от системы $Fe-Cr$ γ -петля в системе железо—ванадий не провисает (ванадий $A_4 \downarrow A_3 \uparrow$), поэтому γ -область подчиняется общему правилу: все металлические элементы, образующие II A группу сужают γ -область при 2 ат % (Гуляев).

³ Линии солидус и ликвидус имеют минимум при 36% Mo (1440°), как это показано в увеличенном масштабе для участка диаграммы от 32 до 40% Mo . ε -фаза (Fe_3Mo_2) образуется при 1480° путем перитектической реакции между жидкостью и выпавшими при более высокой температуре γ -кристаллами ($L + \gamma \rightarrow \varepsilon$). Неустойчивое химическое соединение $FeMo$ (η -фаза) существует только в интервале температур от 1540 до 1180° . Следовательно при нормальных температурах возможно равновесное существование одного молибденида Fe_3Mo_2 .



Фиг. 290. Система железо—вольфрам.



Фиг. 289. Система железо—молибден.

Система железо—кремний (фиг. 291)

Кремний имеет решетку алмаза. Растворимость кремния в железе при 20° около 14,5% и максимальная при 1030° около 18,5%.

Кремний, повышая A_3 и понижая A_4 , сужает γ -область при 2% Si. Следовательно ферритными являются все сплавы, содержащие более 2% кремния.

Кремний образует с железом ряд соединений—силицидов:

η -фазу — Fe_3Si_2 ,

ϵ -фазу — $FeSi$,

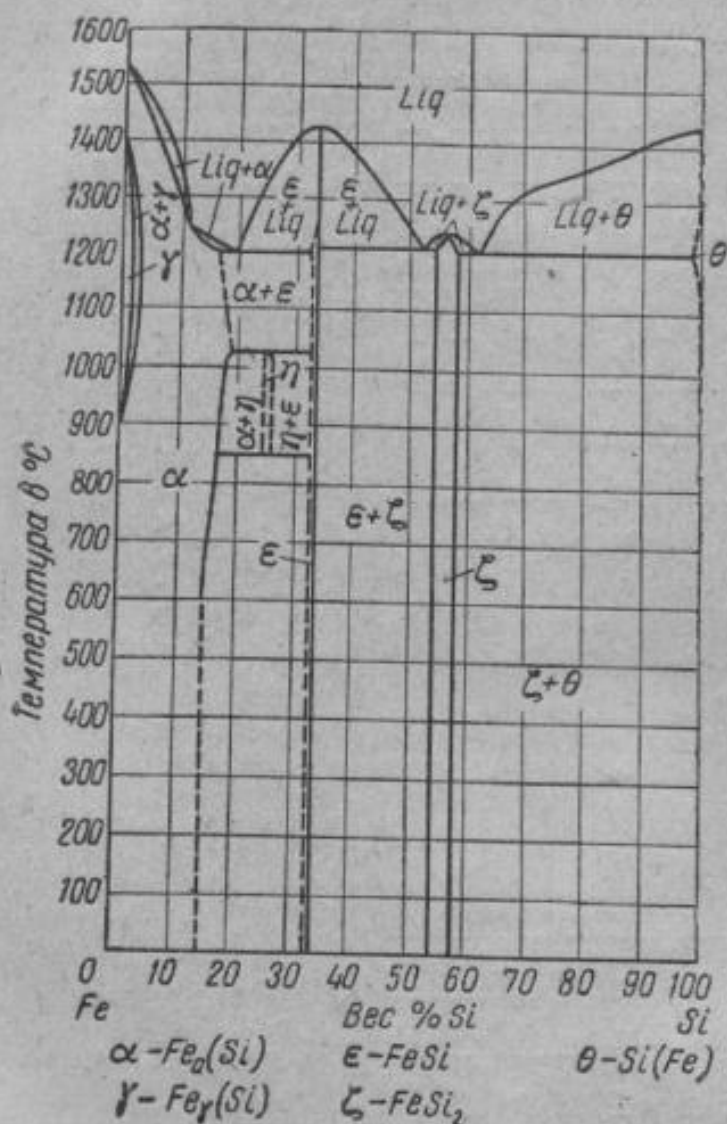
ζ -фазу — $FeSi_2$ ¹.

§ 4. Распределение легирующих элементов в стали

В бинарных сплавах легирующие элементы помимо растворения в железе могут или образовывать химическое соединение или находиться в свободном виде. В какой форме находится легирующий элемент в бинарном сплаве, определяется диаграммой состояния.

Для реальной стали, которая является многокомпонентной системой, возможны различные случаи распределения легирующих элементов.

При ознакомлении с распределением легирующих элементов в реальной стали надо учитывать, что сталь содержит кроме железа и углерода еще и кислород, который в процессе плавки и кристаллизации химически реагирует с



Фиг. 291. Система железо—кремний.

железом и легирующими элементами. Наконец сталь есть сплав, основным компонентом которого является железо.

Легирующие элементы в стали могут:

- находиться в свободном состоянии,
- давать с железом интерметаллические соединения,
- реагировать с газовой фазой (кислородом), давая окислы,
- растворяться в цементите или образовывать самостоятельно с углеродом соединения — карбиды,
- растворяться в железе.

¹ Безусловно установлено наличие силицида $FeSi$. Поэтому сплавы, содержащие кремния более 15%, состоят из α -твердого раствора и этого соединения. Существование остальных соединений спорно так же, как спорны температура их образования и стехиометрия формулы.

Интересно, что η -фаза, образуясь при 1020° путем соединения α - и ϵ -фазы ($\alpha + \epsilon \rightarrow \eta$), затем при дальнейшем охлаждении при 820° вновь распадается на эти же две фазы,

Рассмотрим перечисленные возможности:

а) *Находясь в свободном состоянии*, свинец, серебро, медь не образуют соединений с железом. Серебро и свинец нерастворимы в твердом железе, а растворимость меди меньше 1%. Поэтому при наличии в стали свинца, серебра или меди (последней свыше 1%) они будут находиться в свободном состоянии в виде включений. Однако свинцовистые и серебряные стали не применяются¹, а медистые стали содержат Cu до 1%. Поэтому в промышленных сталях легирующие элементы в свободном виде не встречаются.

б) *Образовывать химические соединения с железом* может большинство из применяемых легирующих элементов. Однако эти соединения образуются при таком большом проценте легирующего элемента, какого не бывает в промышленных сталях². Поэтому практически можно считать, что в обычных сталях легирующие элементы интерметаллических соединений не образуют.

в) *Образовывать оксиды и другие неметаллические соединения* могут многие элементы, имеющие большее сродство к кислороду, чем железо (эти элементы расположены левее железа в периодической системе). Поэтому в процессе производства стали, введенные в последний момент плавки, они раскисляют сталь, отнимая кислород от железа



В этой схематической формуле реакции под Me подразумевается любой легирующий элемент — раскислитель.

В результате реакции раскисления образуются оксиды:

Mn образует соединение MnO

Si " " SiO₂

Al " " Al₂O₃

V " " V₂O₅

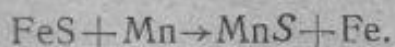
Ti " " TiO₂

и т. д.

Количество соединений, которые оказываются в стали, зависит от количества кислорода в стали, а дисперсность их, что наиболее существенно влияет на свойства, зависит от того, как и в какой момент плавки были введены эти раскислители.

Помимо большего сродства к кислороду некоторые элементы имеют большее сродство с серой, чем железо. Поэтому наравне с раскислением происходит и десульфурация.

Например при введении марганца происходит обменная реакция с образованием сульфида марганца:



¹ Введение 0,1—0,2% Pb в сталь существенно улучшает обрабатываемость. Однако затруднение с переплавкой таких сталей приостановило начинавшееся применение свинцовистых сталей.

² Например Si образует соединение FeSi лишь при наличии кремния более 14% (см. диаграмму Fe—Si; фиг. 291). Аналогично P образует соединение Fe₃P при наличии фосфора более 1,2%, что в десятки раз больше его нормального содержания в стали. Вольфрам и молибден во многие стали вводятся в большом проценте, но обычно это высокоуглеродистые стали, а в присутствии углерода они скорее соединяются с ним, чем с железом.

Влиянию неметаллической фазы раньше (лет 15—20 тому назад) придавали исключительно большое значение.

В ряде случаев роль неметаллической фазы, например влияние ее на рост зерна аустенита, первостепенна, однако во многих случаях ввиду ее малого количества значение ее невелико и можно не принимать ее существования во внимание.

г) Растворяются в цементите или образуют самостоятельную карбидную фазу многие элементы, имеющие сродство к углероду большее, чем железо, поэтому помимо растворения в цементите они образуют специальные карбиды. Такими элементами являются:

Марганец	образует	карбид	Mn_3C
Хром	"	"	Cr_4C или Cr_7C_3
Молибден	"	"	Mo_2C или Fe_3Mo_3C
Вольфрам	"	"	W_2C , WC или Fe_3W_3C
Ванадий	"	"	VC
Ниобий	"	"	NbC
Титан	"	"	TiC
Цирконий	"	"	ZrC и др.

О карбидообразовании в стали будет говорить дальше, здесь мы только укажем, что карбидообразующими элементами являются элементы, расположенные левее железа в периодической системе элементов (фиг. 292).

I																	2			
																	He			
II	3	4	5	6													7	8	9	10
	Li	Be	B	C													N	O	F	Ne
III	11	12	13	14													15	16	17	18
	Na	Mg	Al	Si													P	S	Cl	Ar
IV	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36		
	K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr		
V	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54		
	Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Mn	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	J	X		
VI	55	56	57-71	72	73	74	75	76	77	78	79	80	81	82	83	84	85	86		
	Cs	Ba	P.з.З	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	Ab	Em		
VII	87	88	89	90	91	92														
	Vi	Ra	Ac	Th	Pa	U														
	IA	IIA	IIIA	IVA	VA	VIА	VIIA	VIIIA	Ib		IIb	IIIb	IVb	Vb	VIb	VIIb	VIIIb			

Фиг. 292. Периодическая система элементов. Рамкой обведены элементы образующие карбиды в стали.

Перечисленные элементы одновременно с тем, что образуют карбиды, растворяются и в железе. Следовательно, они в известной пропорции (в зависимости от содержания легирующего элемента и углерода) распределяются между этими двумя фазами.

д) Растворяется в феррите большинство обычных легирующих элементов, кроме элементов, удаленных в периодической системе от железа и металлоидов (C, N, O, B, S). Элементы, расположенные левее

железа, в периодической системе, распределяются между ферритом и карбидной фазой. Элементы, расположенные правее железа, Ni, Co, Pt, Cu, Al, Si и др. только растворяются в феррите, не образуя карбидов.

Таким образом, подводя итог сказанному, можно констатировать: легирующие элементы преимущественно находятся в отожженной стали в следующих структурных формах:

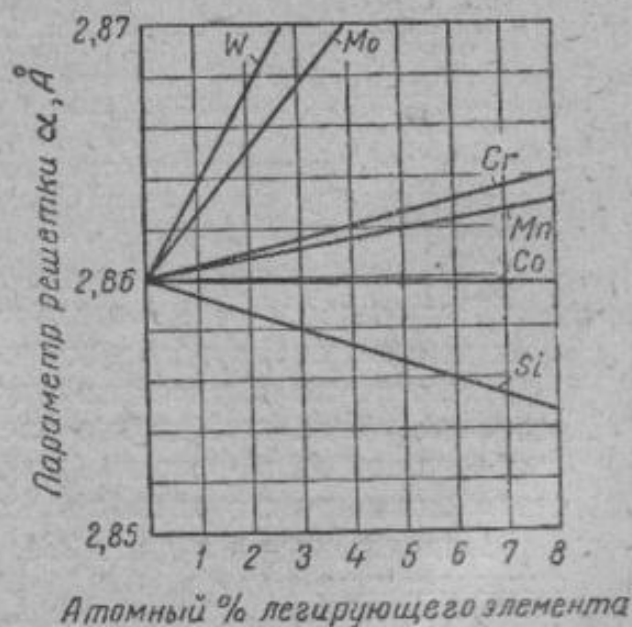
Углерод	— в виде карбидов
Азот	— в виде нитридов
Кислород	— в виде оксидов
Алюминий	— в феррите и в оксидах
Кремний	— " " " " "
Фосфор	— в феррите
Сера	— в сульфидах
Титан	— в феррите, в карбидах, в оксидах
Ванадий	— " " " " "
Хром	— в феррите, в карбидах
Марганец	— в феррите, в карбидах, в оксидах и сульфидах
Кобальт	— в феррите
Никель	— " " " " "
Медь	— " " " " "
Молибден	— в феррите, в карбидах
Вольфрам	— " " " " "

Количественное распределение элементов между отдельными фазами зависит от состава стали, от содержания легирующих элементов, углерода и примесей — серы, кислорода, азота и т. д.

Так как содержание серы, кислорода, азота невелико в качественных легированных сталях, то можно признать, что главным образом легирующие элементы распределяются между ферритом и карбидными фазами, что в основном и определяет природу стали и приобретаемые ею свойства после термической обработки.

§ 5. Влияние легирующих элементов на феррит

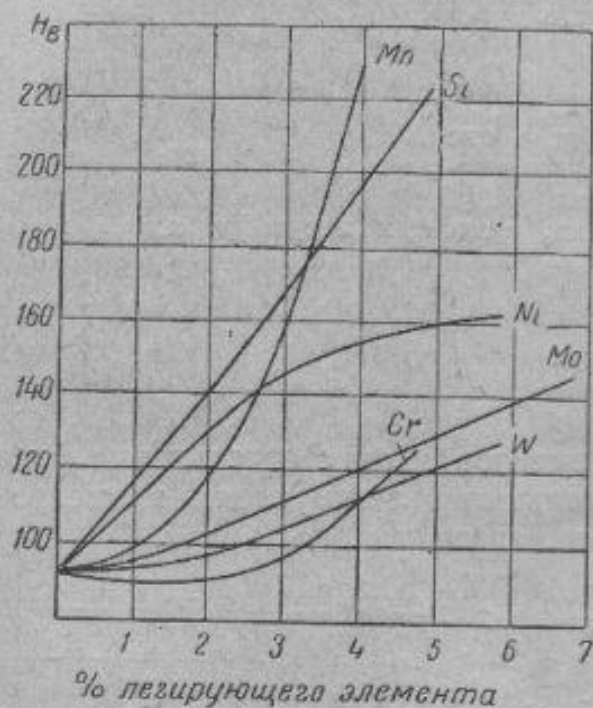
Растворение легирующих элементов в α -железе происходит путем замещения атомов железа атомами этих элементов. Атомы легирующих элементов, отличаясь от атомов железа и размерами, и строением, создают напряжения в решетке, которые вызывают изменение ее периода (параметра). Как показано на фиг. 293, все элементы изменяют параметр решетки феррита в тем большей степени, чем больше различаются между собой атомные размеры железа и легирующего элемента (атомные радиусы Fe—1,26 Å; Si—1,13 Å; Co—1,25 Å; Mn—1,27 Å; Cr—1,30 Å; Mo—1,39 Å; W—1,41 Å), причем элементы с меньшим, чем у железа, атомным радиусом параметр решетки уменьшают, а с большим — увеличивают.



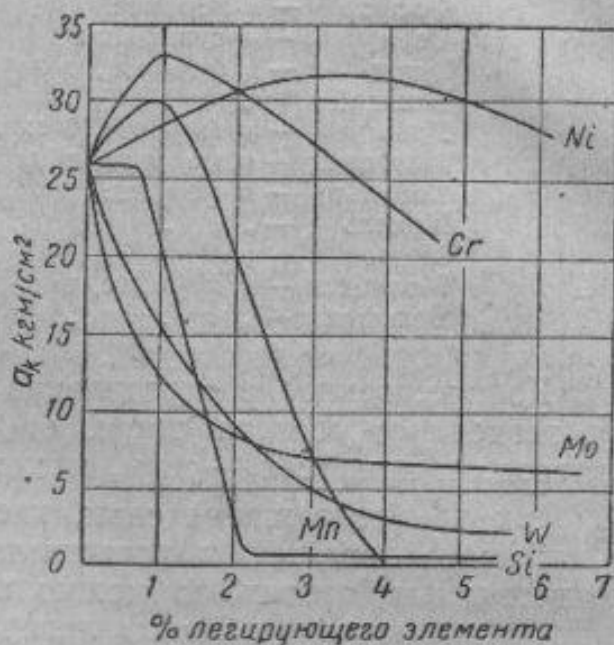
Фиг. 293. Влияние легирующих элементов на параметр решетки феррита. Суммировано по данным различных источников.

Естественно, что изменение в размерах α -решетки вызывает и существенное изменение в свойствах феррита.

На фиг. 294 показаны изменения в свойствах феррита (твердость, ударная вязкость) при растворении в нем различных элементов. Как видно из диаграмм, хром, молибден, вольфрам слабее упрочняют феррит, чем никель, кремний и марганец. Молибден, вольфрам, а также марганец и кремний (при наличии последних более 1%) снижают вязкость феррита. Хром уменьшает вязкость значительно слабее перечисленных элементов, а никель не снижает вязкости феррита.



Фиг. 294, а. Влияние легирующих элементов на твердость феррита (Гуляев и Емелина).



Фиг. 294, б. Влияние легирующих элементов на ударную вязкость феррита (Гуляев и Емелина).

Таким образом из этих шести наиболее распространенных легирующих элементов особенно ценным является никель.

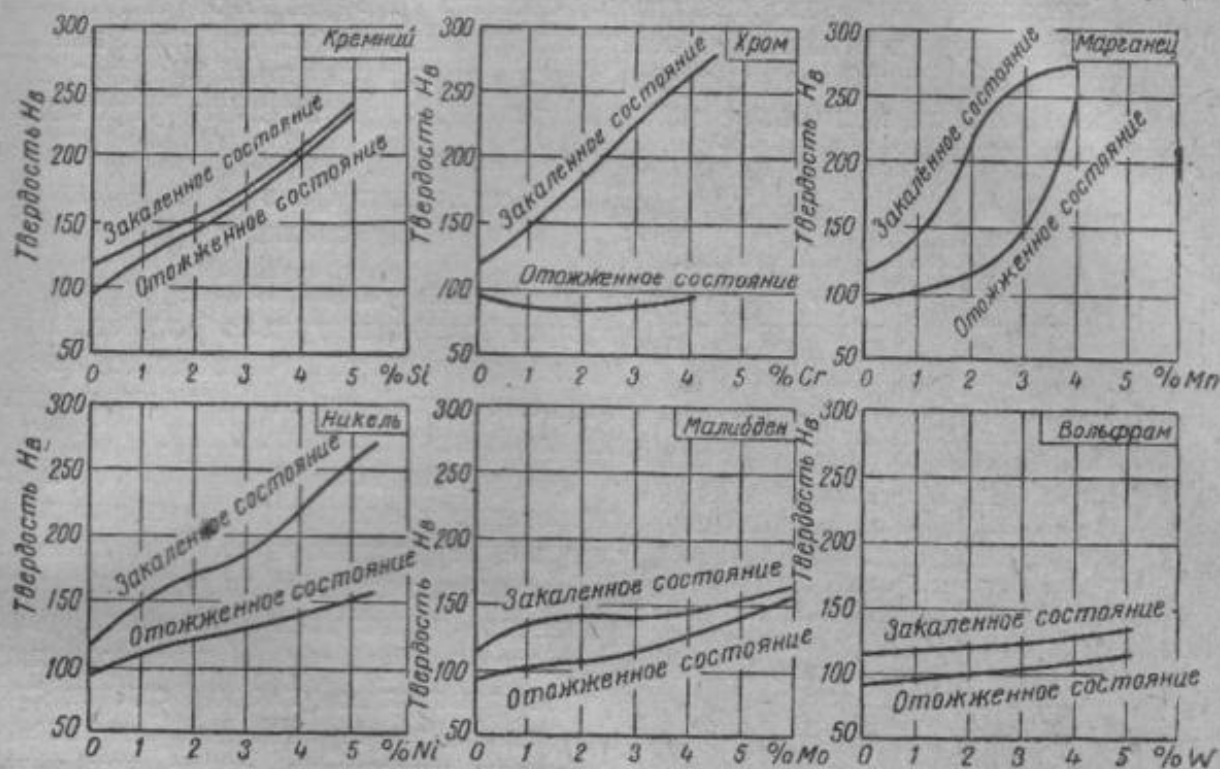
Достаточно интенсивно упрочняя феррит, никель не снижает его вязкости, тогда как другие элементы если и не снижают вязкости, то слабо упрочняют феррит (хром), либо сильно упрочняют феррит, но резко снижают его вязкость (марганец, кремний).

Приведенные на фиг. 294 данные относятся к сплавам, медленно охлажденным.

Как показывают кривые на фиг. 295, свойства (твердость) феррита, содержащего в растворе кремний, молибден или вольфрам, практически можно считать не зависящими от того, охлаждался сплав быстро (закаленное состояние) или медленно (отожженное состояние). Напомним, что эти элементы — кремний, молибден, вольфрам — точку A_2 повышают. Следовательно, феррит, легированный элементами, повышающими точку A_2 , не упрочняется закалкой.

На фиг. 295 кривые, относящиеся к свойствам феррита, легированного хромом, марганцем и никелем, показывают, что твердость после быстрого охлаждения оказывается более высокой, чем после медленного охлаждения. Эти элементы снижают точку A_2 в двойной системе железо—легирующий элемент. Следовательно, феррит, легированный элементами, понижающими точку A_2 , упрочняется закалкой.

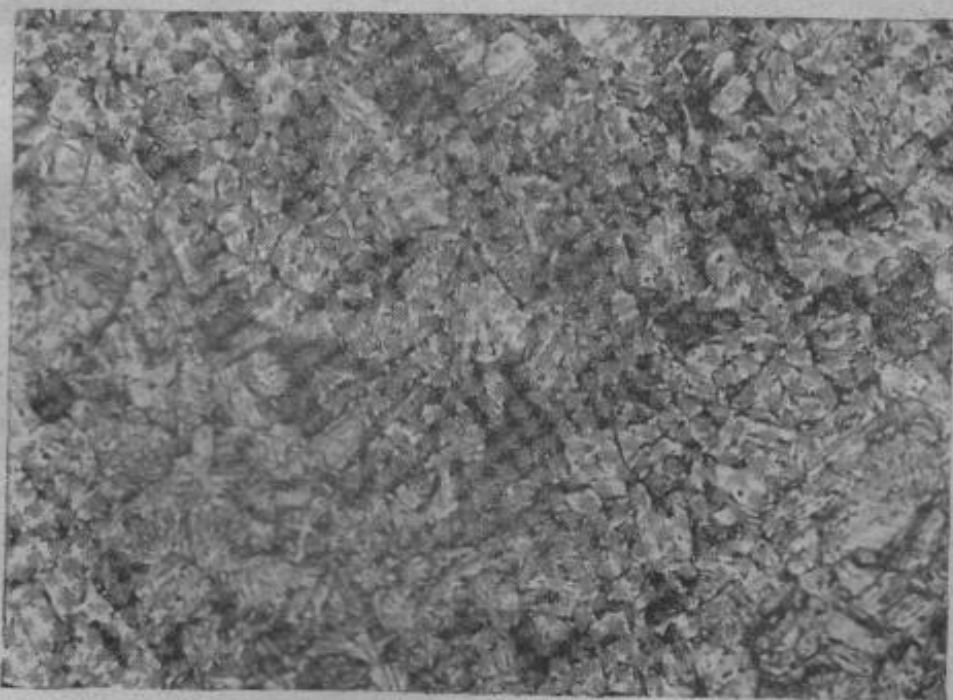
Упрочнение феррита в этих случаях является следствием того, что при быстром охлаждении получается игольчатая структура, напоминающая мартенсит, названная в отличие от обычного полиэдрического феррита (см. выше фиг. 96), который образуется в легированном фер-



Фиг. 295. Влияние легирующих элементов на твердость феррита в закаленном и отожженном состоянии (Гуляев и Емелина).

рите в тех случаях, когда закалка не вызывает упрочнения, — ферритным мартенситом или игольчатым ферритом.

Эта структура показана на фиг. 296.



Фиг. 296. Структура ферритного мартенсита. Безуглеродистый железо-хромистый сплав с 4% Cr, быстро охлажденный от 900°, $\times 200$.

Сравнивая свойства феррита в незакаленном и закаленном состоянии, надо особо отметить влияние хрома. Хром, слабо упрочняющий феррит в незакаленном состоянии, оказывается активным упрочнителем феррита в закаленном состоянии.

Специфической особенностью свойств ферритного мартенсита является то, что в отличие от обычного мартенсита упрочнение, вызванное термообработкой, сохраняется вплоть до отпуска при 500° (фиг. 297), и только отпуск при более высокой температуре снижает упрочнение феррита, вызванное закалкой.

§ 6. Карбидная фаза в легированных сталях

Как мы указывали, в сталях образуют карбиды только элементы переходных групп, расположенные в периодической таблице элементов левее железа (см. фиг. 292).

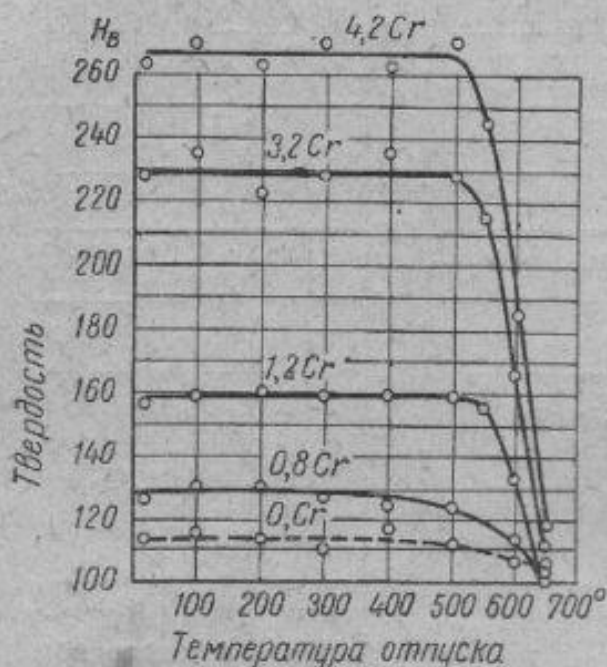
Все эти элементы имеют недостроенную d -электронную оболочку и тем менее достроенную, чем левее в таблице расположен данный элемент. Имеется достаточно оснований для предположения, что в процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение d -полосы кристалла, тогда как у металла валентные электроны образуют металлическую связь, обуславливающую металлические свойства карбидов.

Эти предположения позволяют сформулировать закон карбидообразования в сталях:

Только элементы с менее достроенной d -электронной полосой, чем у железа, являются карбидообразующими, и активность их как карбидообразователей тем сильнее и устойчивость образующихся карбидных фаз тем больше, чем менее достроена d -полоса у металлического атома¹.

На основании этого закона устанавливаются условия образования карбидов в сталях при наличии нескольких карбидообразующих элементов, последовательность растворения в аустените различных карбидов и другие моменты, важные для теории и практики легированных сталей.

Из диаграммы железо-углерод известно, что растворимость углерода в феррите при нормальной температуре не превышает $0,01\%$. Следовательно, наличие углерода сверх $0,01\%$, а практически все содержание углерода в сталях соединяется с железом в карбид Fe_3C (цементит). Цементит является соединением со сложной кристаллической решеткой (как показано на фиг. 298, орторомбическую призму образуют атомы углерода), с высокой твердостью и многими свой-



Фиг. 297. Твердость закаленных безуглеродистых железохромистых сплавов в зависимости от температуры отпуска (Гуляев и Емелина).

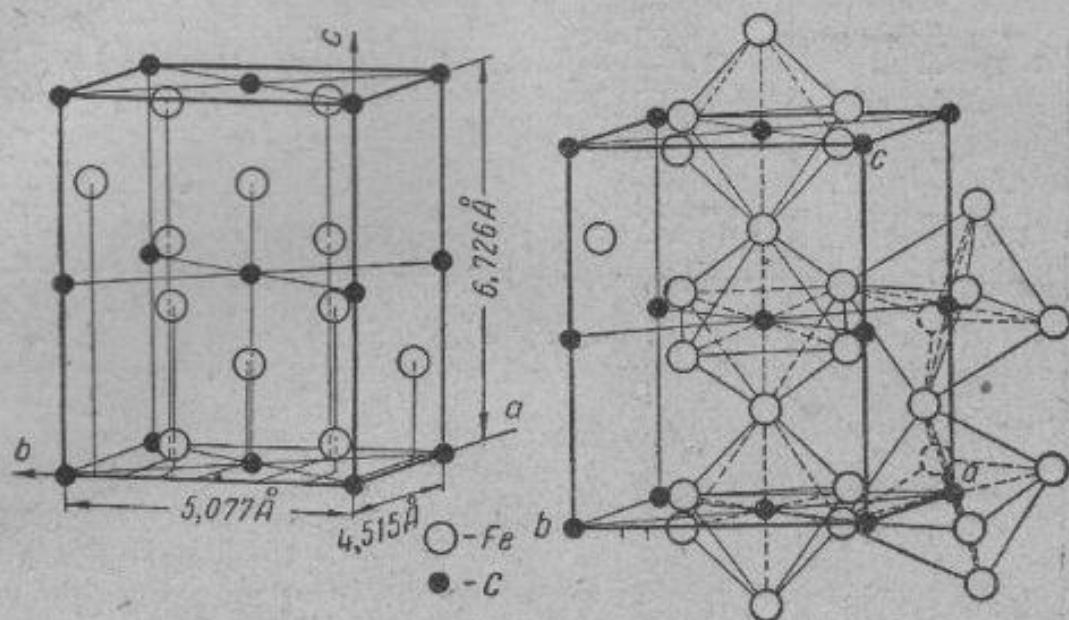
¹ Если слова «чем у железа» заменить словами «чем у основного металла сплава», то данный закон применим для любого металлического сплава, в котором возможно образование карбидов. Условия образования нитридов аналогичны условиям образования карбидов.

ствами, характерными для металлов (металлический блеск, тепло- и электропроводность и т. д.).

Некоторая группа элементов: Ti, V, Cr, Mn, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W, U, а также вероятно Re, Th, Pa, Ma, могут растворяться в цементите путем замещения железных атомов, а также и образовывать самостоятельные карбидные фазы.

В природе известны карбиды никеля и кобальта, но хорошо известно, что эти металлы в сталях, т. е. в присутствии большого количества железа, карбидов не дают.

Объяснение этому дает закон карбидообразования. Железо имеет на 3-й *d*-полосе 6 электронов, тогда как кобальт имеет 7, а никель 8 электронов на этой полосе. Поэтому углерод скорее отдает свои



Фиг. 298. Кристаллическая структура карбида Fe_3C .

электроны железу, а не никелю, и в железном сплаве получают карбиды железа, а не никеля.

Элементы с полностью достроенной *d*-полосой (как медь, цинк, серебро и т. д.) ни при каких условиях карбидов в сплавах не образуют.

Склонность углерода соединяться с металлом будет возрастать по мере увеличения свободных «мест» в *d*-полосе. Mn, Cr, V, Ti, имеющие соответственно 5, 5, 3 и 2 электрона на 3-й *d*-полосе будут более активными карбидообразователями, чем железо. Исходя из того же закона карбидообразования при наличии V и Cr в сплаве, скорее можно ожидать образования карбидов ванадия, чем хрома. Карбиды ванадия обладают большей устойчивостью чем, например, карбиды хрома или марганца. В табл. 27 приводятся сведения о карбидообразующих элементах. Элементы расположены в соответствии с периодической системой. В этой таблице даны порядковый номер элемента, распределение электронов по орбитам (у нейтрального атома) и атомный радиус.

Приняв атомный радиус углерода, равный 0,79 Å, легко подсчитать, что у всех карбидообразующих элементов, кроме Fe, Mn и Cr, отношения атомных радиусов углерода к металлу меньше 0,59.

Указывалось выше (гл. III), что если у металла переходной группы и у металлоида с малым атомным радиусом (O, C, N, B) отношение

Таблица 27

Атомное строение карбидобразующих элементов

Ti	22	(2) (8) (2+6+2) · 2 1,47 Å	V	23	(2) (8) (2+6+3) · 2 1,36 Å	Cr	24	(2) (8) (2+6+5) · 1 1,30 Å	Mn	25	(2) (8) (2+6+5) · 2 1,27 Å	Fe	26	(2) (8) (2+6+6) · 2 1,26 Å
Zr	40	(2) (8) (18) (2+6+2) · 2 1,60 Å	Nb	41	(2) (8) (18) (2+6+3) · 2 1,47 Å	Mo	42	(2) (8) (18) (2+6+5) · 1 1,39 Å	Ma	43	(2) (8) (18) (2+6+5) · 2 1,35 Å			
Hf	72	(2) (8) (18) (32) (2+6+2) · 2 1,62 Å	Ta	73	(2) (8) (18) (32) (2+6+3) · 2 1,49 Å	W	74	(2) (8) (18) (32) (2+6+4) · 2 1,41 Å	Re	75	(2) (8) (18) (32) (2+6+5) · 2 1,37 Å			
Th	90	(2) (8) (18) (32) (18) (2+6+2) · 2 1,78	Pa	91	(2) (8) (18) (32) (18) (2+6+3) · 2 —	U	92	(2) (8) (18) (32) (2+6+4) · 2 1,6 Å						

атомных радиусов меньше 0,59, то возможно образование особого вида соединения, которое было названо «фазой внедрения».

Фазы внедрения имеют простую стехиометрическую формулу, чаще всего MeX или Me_2X (где Me — металл, X — металлоид). Простую кристаллическую решетку образуют атомы металла, в наиболее свободные пространства которой внедрены атомы металлоида. Фазы внедрения часто кристаллизуются с недостатком атомов металлоида.

Так как у большинства карбидообразующих элементов соотношение $\frac{r_c}{r_{Me}} < 0,59$, то между ними и углеродом возможно образование фаз внедрения. В настоящее время установлено, что в сталях могут образовываться следующие карбидные соединения:

Fe_3C	}	карбиды I группы
Mn_3C		
$Cr_{23}C_6$; Cr_7C_3		
Fe_3Mo_3C		
Fe_3W_3C		
Mo_2C	}	карбиды II группы (фазы внедрения)
W_2CWC		
VC		
TiC		
NbC		
TaC ; Ta_2C		
ZrC		

Ванадий, титан, ниобий, тантал, цирконий образуют только карбиды II группы, а железо, марганец и хром — только карбиды I группы.

Молибден и вольфрам могут образовывать карбидные соединения обеих групп.

Карбиды, которые мы отнесли в I группу, имеют сложную кристаллическую структуру. Типичным представителем этого типа карбидов является цементит, кристаллическая структура которого была показана на фиг. 298. Карбид марганца Mn_3C изоморфен карбиду железа Fe_3C , и они дают друг с другом неограниченную растворимость.

Хром образует два карбида $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 . Карбид $Cr_{23}C_6$ (в металлургической практике обозначается часто и через Cr_4C) имеет элементарную кубическую решетку, содержащую 116 атомов. Карбид Cr_7C_3 имеет гексагональную решетку, содержащую 80 атомов.

Как хром растворяется в цементите путем замещения хромом в решетке цементита атомов железа, так и железо растворимо в хромистых карбидах путем замещения железом хрома. Эти карбидные твердые растворы обозначаются: $(Fe, Cr)_3C$; $(Cr, Fe)_7C_3$.

Типичным представителем карбидов II группы является карбид ванадия. Кристаллическая решетка этого карбида была рассмотрена раньше (гл. III, фиг. 45).

Особенность строения карбидов II группы (фаз внедрения) заключается в том, что они кристаллизуются обычно с значительным дефицитом по углероду. В карбиде ванадия VC содержится обычно не 50 атомных процентов, а всего лишь 30—35 атомных процентов углерода.

Фазы внедрения могут растворять металлы путем замещения мест, занятых металлом, а также азот и кислород — путем замещения ими мест, занятых углеродом.

Следует отметить, что фазы внедрения почти нерастворимы в аустените. Это значит, что при нагреве, даже очень высоком, они не переходят в твердый раствор. В этом их отличие от карбидов I группы, которые при соответствующем нагреве легко растворяются в аустените. Все карбидные фазы обладают высокой температурой плавления и высокой твердостью. Фазы внедрения в этом отношении превосходят карбиды I группы.

В отличие от остальных элементов вольфрам и молибден могут образовывать в зависимости от условий кристаллизации и охлаждения два типа карбидов. При медленном охлаждении вольфрам и молибден образуют фазы внедрения — устойчивые, нерастворимые в аустените карбиды WC , W_2C , Mo_2C . Это обычно ведет к ухудшению свойств стали, и этим объясняется явление порчи магнитных и быстрорежущих сталей.

При обычном, но очень медленном охлаждении из жидкой фазы или из аустенита выпадают карбиды Fe_3W_3C или Fe_3Mo_3C . Эти карбиды имеют сложную кристаллическую решетку, растворимы в аустените и т. д. Их следует называть двойными карбидами, так как для образования их необходимы два металла.

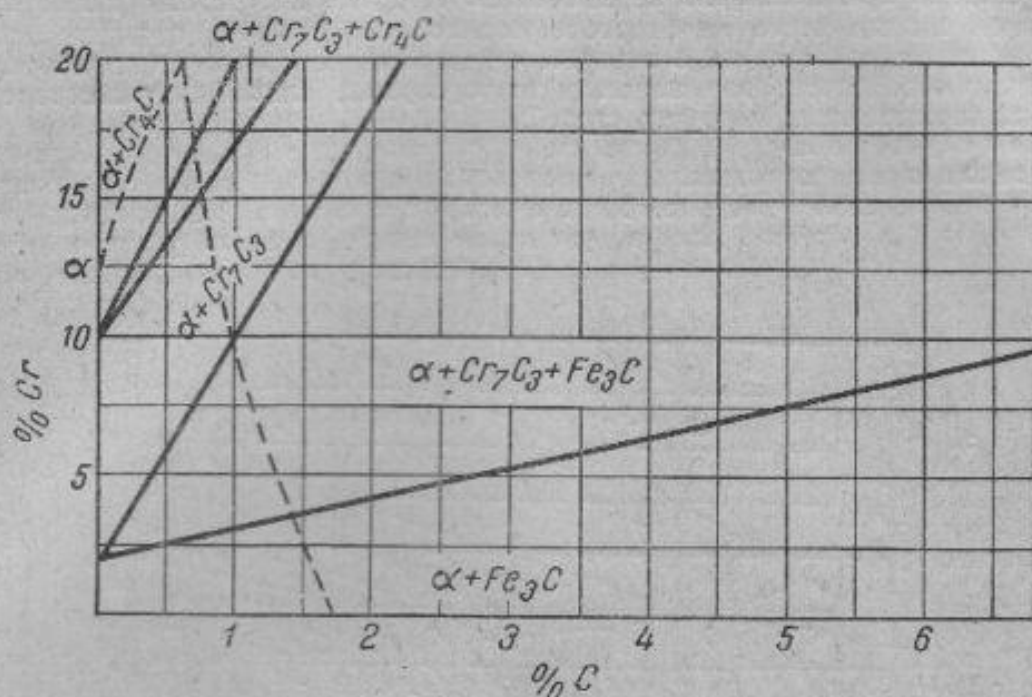
В табл. 28 приводятся основные сведения о карбидных фазах.

Таблица 28

Основные сведения о карбидных фазах

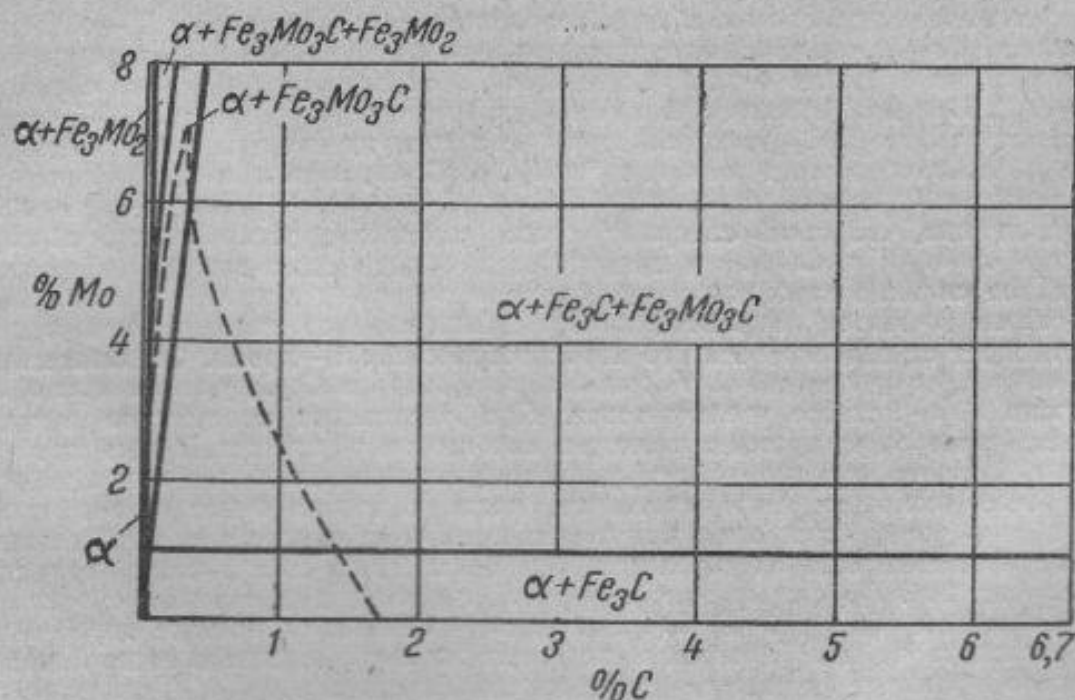
Металл	Отношение атомных радиусов	Соединения	Тип решетки	Параметры решетки в Å	Температура плавления (диссоциация)	Твердость по шкале Мооса
Fe	0,61	Fe_3C	Орторомбическая призма	$a = 4,5155$ $b = 5,0773$ $c = 6,7265$	$\sim 1600^\circ$	
Mn	0,60	Mn_3C	То же	$a = 13,98$	$\sim 1600^\circ$	
Cr	0,60	Cr_7C_3	Тригональная	$c = 4,53$	1670°	
		$Cr_{23}C_6$	Кубическая гранецентрированная	$a = 10,63$	1550° (дис.)	
W	0,55	Fe_3W_3C W_2C	Кубическая Гексагональная	$a = 11,04$ $a = 2,986$ $c = 1,578$	2750°	9-10
		WC	Кубическая объемноцентрированная	$a = 2,901$	2600° (дис.)	
Mo	0,56	Fe_3Mo_3C Mo_2C	Кубическая Гексагональная	$a = 11,05$ $a = 2,993$ $3,004$ $c = 1,58$	2700°	7-8
V	0,57	VC	Кубическая гранецентрированная	$a = 4,13$		
Nb	0,53	NbC	То же	$a = 4,458$	3500°	9
Ti	0,53	TiC	"	$a = 4,32$	3200°	8-9
Zr	0,48	ZrC	"	$a = 4,687$	3500°	8-9
Ta	0,52	TaC Ta_2C	" Гексагональная	$a = 4,145$ $a = 3,09$ $c = 1,60$	3900°	9

Какие существуют карбидные фазы при данном содержании углерода и легирующих элементов? Для стали с одним легирующим элементом это легко определить по тройной системе железо—углерод—легирующий элемент.



Фиг. 299. Изотермическое сечение при 20° системы Fe—Cr—C; железный угол (Тофауте и др.).

На фиг. 299 и 300 приводятся изотермические сечения (при комнатной температуре) диаграмм Fe—Cr—C и Fe—Mo—C, в которых разграничены области существования различных карбидов.

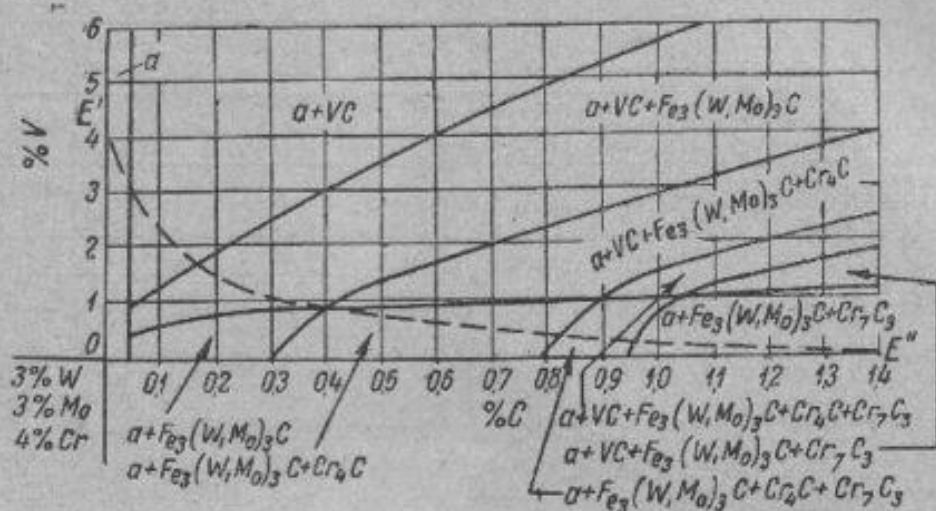


Фиг. 300. Изотермическое сечение при 20° системы Fe—Mo—C; железный угол (Такей, Свечников и др.).

Аналогичного вида диаграммы с железом и углеродом имеют и другие карбидообразующие элементы: W, V, Ti, Zr. Для систем с элементами, не образующими карбидных фаз Si, Ni, Co, а также и Mn (так как он только растворим в цементите, а не образует самостоятельных отличных от цементита карбидов) при нормальной температуре весь углерод будет соединен с цементитом.

По изотермическому сечению тройной системы можно судить, какие карбиды существуют в стали с одним легирующим элементом. Если сталь будет содержать несколько легирующих элементов, но среди них будет только один карбидообразующий, то система принципиально не изменится. Природа карбидных фаз определится содержанием именно этого карбидообразующего элемента. На практике мы очень часто встречаемся со сталями, в которых содержится несколько карбидообразующих элементов (в особенности при изучении жароупорных, клапанных, быстрорежущих, магнитных, нержавеющей и других сталей).

В этом случае на вопрос, какие карбидные фазы должны встретиться в сплаве, отвечает закон карбидообразования. Предположим, что наш сплав содержит 4% Cr и 3% W и не содержит углерода. Тогда сплав будет однофазным, все количество Cr и W растворится в феррите. Если в этот сплав начнем вводить углерод (т. е. готовить новый сплав с большим содержанием углерода), то он соединится в первую



Фиг. 301. Изотермическое сечение при 20° псевдотройной системы Fe (4% Cr, 3% W, 3% Mo)—V—C (Гуляев).

очередь с наиболее активным карбидообразователем—вольфрамом (у W—4 электрона на *d*-полосе, у Cr—5), и лишь после того, как весь вольфрам соединится с углеродом, и мы содержание углерода будем увеличивать, этот избыток пойдет на образование карбида Cr₄C. При дальнейшем увеличении углерода вместо карбида Cr₄C будет образовываться карбид Cr₇C₃. Наконец при таком содержании углерода, когда основная часть W и Cr образовала карбиды Fe₃W₃C и Cr₇C₃, при наличии избытка углерода возможно образование цементита Fe₃C.

Предположим, что сталь содержит такое количество углерода, что образуются два карбида Fe₃W₃C и Cr₇C₃, и мы в эту сталь будем вводить ванадий (напомним, что ванадий более сильный карбидообразователь, чем вольфрам и хром—у атома ванадия 3 электрона на *d*-полосе). Ванадий для образования карбида должен иметь углерод, и он его отнимает от наиболее слабого карбидообразователя—хрома. Следовательно, добавляя ванадий, получим карбид VC; количество карбида Cr₇C₃ уменьшается и содержание хрома в α -растворе увеличивается. При увеличении содержания ванадия он отнимет весь углерод от хрома; хромистого карбида не образуется, а весь хром будет в растворе. Наконец при дальнейшем увеличении ванадия он будет отнимать углерод от вольфрама; возможно такое состояние, когда в сплаве будет только один карбид VC, а весь вольфрам и хром будут растворены в феррите и в карбиде ванадия.

Такое изменение состава карбидных фаз показано на схематической структурной диаграмме фиг. 301. По своему построению она аналогична диаграммам с одним легирующим элементом (фиг. 299 и 300). Описанные изменения в составе карбидных фаз можно проследить по этой диаграмме по горизонтали (изменение в содержании углерода) или по вертикали (изменение в содержании ванадия).

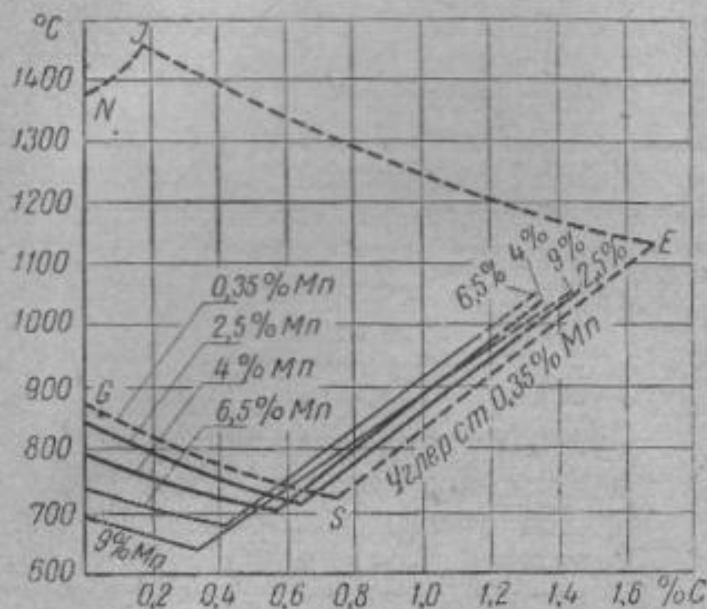
Таким образом при наличии в стали нескольких карбидных элементов можно предугадать с помощью закона карбидообразования, какие возможны образования карбидных фаз. Процесс растворения карбидов в аустените также определяется наличием в сплаве тех или иных карбидных фаз и их устойчивостью. Так как способность γ -железа к растворению углерода ограничена (для чисто углеродистого сплава этот предел 1,7% C, а для легированной стали он меньше), то при наличии в сплаве, например, трех карбидов Cr₇C₃, Fe₃W₃C и VC аустенит будет насыщаться карбидом хрома, а карбиды вольфрама и ванадия останутся в избытке. Если мы увеличим содер-

жание ванадия и карбид хрома пропадет, то аустенит будет насыщаться вольфрамом и углеродом путем растворения карбида Fe_3W_3C . Однако при очень большом содержании ванадия, когда будет существовать только один карбид VC, получаемый аустенит почти не будет содержать углерода, так как карбид VC почти нерастворим в аустените.

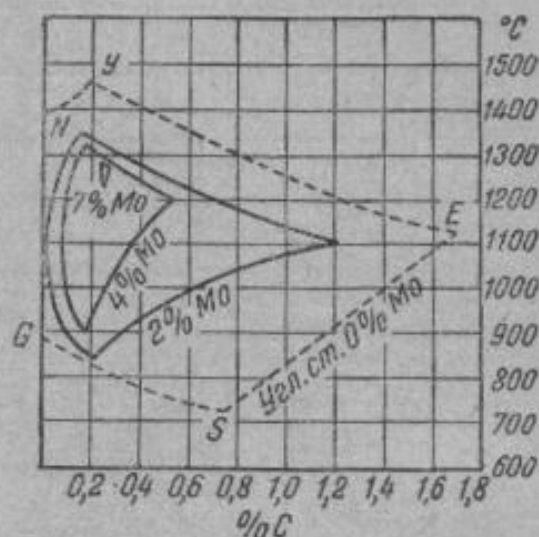
§ 7. Образование и распад аустенита в легированных сталях

Как известно, для закалки сталь должна быть нагретом полностью или частично переведена в аустенитное состояние. Для простых железоуглеродистых сплавов этого достигают нагревом выше точки A_{c1} , а для получения чистого аустенита — до области аустенита (NJESG на диаграмме Fe—C, фиг. 90).

Легирующие элементы следующим образом влияют на область аустенита (область NJESG на фиг. 302 и 303). Марганец, кобальт, ни-



Фиг. 302. γ -область в тройной системе Fe—C—Mn (Уэлс и др.).



Фиг. 303. γ -область в тройной системе Fe—C—Mo (Такер).

кель и другие элементы, расширяющие γ -область в двойной системе железо—легирующий элемент, сдвигают точку S влево и опускают линию GS (фиг. 302). Хром, вольфрам, молибден, ванадий, титан, кремний и другие элементы, сужающие γ -область, выклинивают постепенно γ -область и в тройной системе, как это показано на фиг. 303.

Так, например, сплавы с 4% Mo получают однофазное аустенитное строение лишь в узком интервале температур при ограниченном содержании углерода, а сплавы, содержащие $Mo > 7\%$, чистой аустенитной структуры вообще ни при каких температурах приобрести не могут.

Таким образом мы видим, что аустенитная область под действием легирующих элементов, сужающих γ -область, также сужается и в конечном итоге выклинивается при определенном содержании углерода и легирующих элементов полностью.

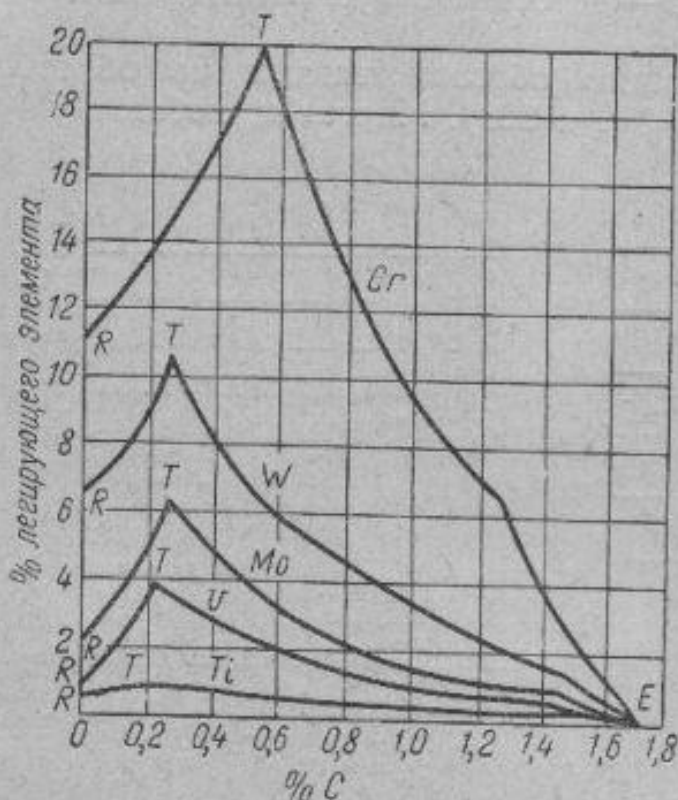
Предельное содержание элементов, при котором возможно получение гомогенного аустенита в тройной системе, следующее:

20% Cr	и 0,6% C	4% V	и 0,2% C
11% W	и 0,3% C	1% Ti	и 0,1% C
7% Mo	и 0,3% C	8% Si	и 0,4% C

Из фиг. 302 и 303 видно, что крайнюю точку, определяющую максимально возможное содержание углерода в аустените (точка *E* на диаграмме Fe—C), легирующие элементы сдвигают влево.

Влияние элементов на смещение точки *E* можно представить в виде сводного графика (фиг. 304).

У сплавов, расположенных внутри фигуры *RTE*, нагревом можно достигнуть однофазного γ -состояния. У сплавов, которые лежат правее линии *TE*, в избытке будут карбиды, не растворимые в аустените. Так как эти карбиды выделяются из жидкости в виде эвтектики ледебурита,



Фиг. 304. γ -область в тройной системе Fe—C—легирующий элемент.

эти сплавы называются ледебуритными, как, например, железоуглеродистые сплавы, содержащие $C > 1,7\%$. Сплавы, лежащие левее линии *RT*, в избытке содержат не растворимый в аустените феррит и являются полуферритными.

Точка *T*, очевидно, является крайней точкой существования аустенита в тройной системе, концентрация которой по углероду и легирующим элементам была указана выше.

Распад аустенита сопровождается (кроме эвтектоидных сталей) предварительным выделением или феррита (доэвтектоидные стали) или цементита (заэвтектоидные стали). Разграничивает эти два типа сталей на диаграмме Fe—C точка *S*.

Большинство легирующих элементов сдвигает точку *S* влево, т. е. уменьшает содержание

в эвтектоиде углерода. Это значит, что если чисто углеродистая сталь является эвтектоидной при $0,8\%$ C, то при 2% Cr сталь с таким содержанием углерода будет заэвтектоидной, а доэвтектоидными будут лишь стали с содержанием углерода менее $0,7\%$ C.

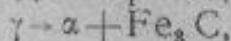
Кроме того, легирующие элементы изменяют и температурное положение точки *S*. Одни элементы повышают температуру *A₁*, другие понижают.

Влияние различных элементов на положение точки *S* по температурной и концентрационной шкале показано на фиг. 305.

Все стали, которые по содержанию углерода расположены ниже соответствующей линии (фиг. 305,б), являются доэвтектоидными, а выше линии — заэвтектоидными.

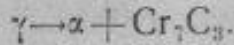
Mn и Ni понижают точку *S*. Cr, W, Si, Mo, Ti повышают. Крайнее и самое верхнее положение точки по температуре и содержанию легирующих элементов и углерода соответствует точке *T* на диаграмме фиг. 304.

При охлаждении в системах Fe—Ni—C; Fe—Mn—C; Fe—Si—C в точке *S* происходит эвтектоидный распад обычного типа



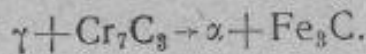
но так как это равновесие моновариантное (3 компонента и 3 фазы), то в легированных сталях оно протекает в интервале температур.

Для карбидообразующих элементов, при таком их содержании, когда они не только растворимы в α и Fe_3C , но и образуют самостоятельную карбидную фазу, эвтектоидный распад состоит в выделении специального карбида совместно с ферритом (например для хромистых сталей)



Эта реакция тоже протекает в интервале температур. Начало превращения и определяет температуру «точки S» в таком сплаве (фиг. 305а).

В тех сплавах, в которых имеем при комнатной температуре две карбидные фазы (см. выше фиг. 299 и 300) по достижении определенной температуры и концентрации γ -раствора происходит образование цементита и феррита путем перитектоидного превращения: аустенит реагирует с ранее выпавшими специальными карбидами и образует феррито-цементитную смесь



Реакция невариантная и происходит при постоянной температуре. В большинстве случаев реакция заканчивается исчерпанием аустенита¹. Температура невариантного превращения определяет собой окончание существования аустенита.

Температура и концентрация γ -раствора, при котором происходит невариантное превращение, следующие:

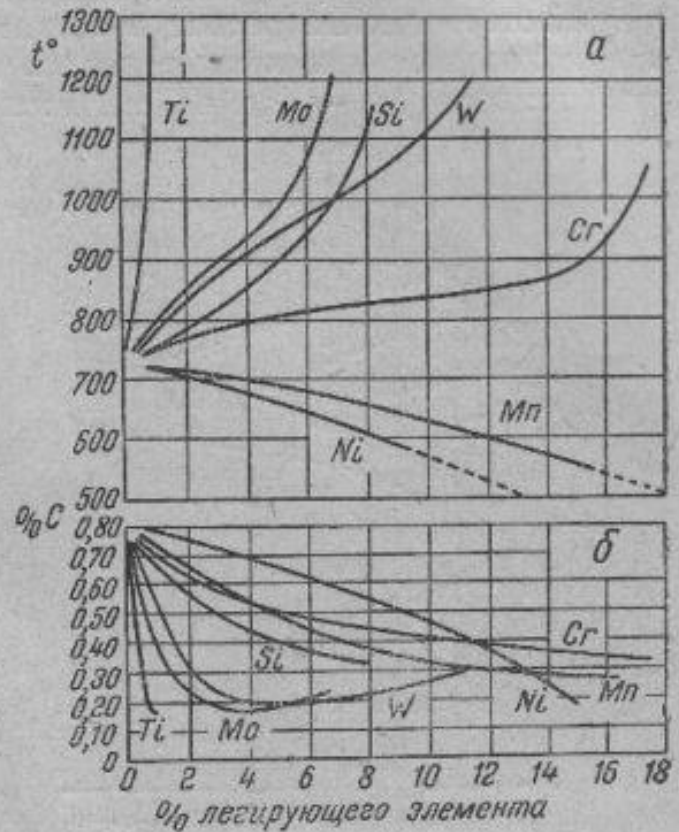
В системе Fe—C—Cr температура 790°, концентрация аустенита 0,7% C—2,0% Cr.

В системе Fe—C—W температура 740°, концентрация аустенита 0,85% C—1,0% W.

В системе Fe—C—Mo температура 730°, концентрация аустенита 0,90% C—1,2% Mo.

В системе Fe—C—Ti температура 740°, концентрация аустенита 0,72% C—0,1% Ti.

Для сталей, легированных карбидообразующими элементами, но в таком количестве, при котором они самостоятельных карбидов еще не образуют, превращение идет так же, как и в углеродистой стали, только превращение происходит не при постоянной температуре, а в интервале температур.



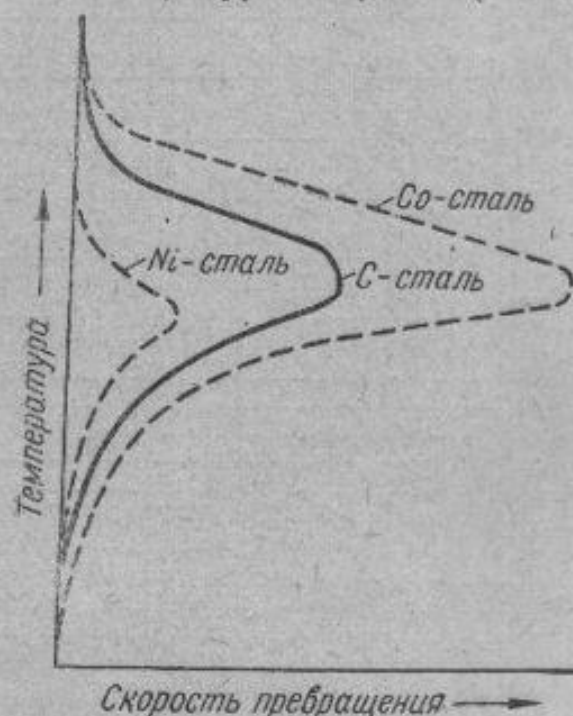
Фиг. 305. Эвтектоидная концентрация и температура эвтектоидного превращения в системе Fe—C—легирующий элемент.

¹ Для небольшого количества сплавов (по концентрации) реакция распада на этом не заканчивается. Ввиду исчерпания специального карбида превращение ($\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$) продолжается при перемешанной температуре (пропадает одна фаза и реакция становится моновариантной).

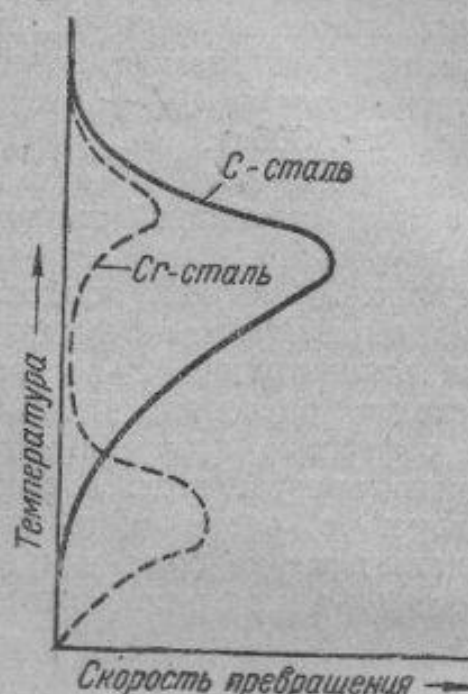
§ 8. Влияние легирующих элементов на изотермический распад аустенита

Кинетика изотермического распада аустенита, как мы видели в главе о термической обработке, определяет поведение стали при термической обработке. Влияние легирующих элементов на условия изотермического превращения аустенита очень велико.

Изотермический распад аустенита можно изобразить диаграммами, где приводятся или кривые начала и конца превращения в координатах температура — время (см. выше, фиг. 176) или в виде кривой,



Фиг. 306. Скорость изотермического распада аустенита в зависимости от температуры в углеродистой, кобальтовой и никелевой стали (схема).



Фиг. 307. Скорость изотермического распада аустенита в зависимости от температуры в углеродистой и хромистой стали (схема).

характеризующей скоростью превращения для разных степеней переохлаждения (см. выше, фиг. 175).

Последней формой удобнее пользоваться для того, чтобы характеризовать влияние различных элементов.

Те элементы, которые только растворяются в феррите или цементе, не образуя специальных карбидов, оказывают лишь количественное влияние на процессы превращения. Они или ускоряют превращение (к таким элементам относится только кобальт) или замедляют его (большинство элементов, в том числе Mn, Ni, Cu, Si и др.), как это показано на фиг. 306.

Карбидообразующие элементы вносят не только количественные, но и качественные изменения в кинетику изотермического превращения.

Как и элементы первой группы (некарбидообразующие — Ni, Cu, Si и др.), они замедляют превращение в интервале $700-500^{\circ}$, а так как все карбидообразующие элементы повышают точку A_1 , то и температура максимальной скорости превращения повышается.

В интервале $400-500^{\circ}$ у сталей, легированных карбидообразующими элементами, скорость превращения аустенита весьма мала, но с дальнейшим повышением температуры наступает новое ускорение превращения (фиг. 307).

Это второе, или как его чаще называют, превращение в средней зоне, отличается от первого превращения.

В общих чертах превращение во второй зоне похоже на превращение в углеродистой стали ниже изгиба *S*-кривой (над мартенситной точкой), хотя и имеет некоторые особенности.

Максимум скорости превращения лежит между 300 и 400°, и зачастую аустенит во второй зоне превращается быстрее, чем в первой.

В результате превращения получается игольчатая структура — бэйнит (фиг. 308), представляющая собой смесь пересыщенного α -твердого раствора и цементита.

Если в области перлитной кристаллизации ведущей кристаллизацией фазой является цементит (карбид), то при бэйнитовом превращении ведущей фазой является феррит.

Особенность превращения в бэйнит в легированных сталях та, что превращение не идет до конца, вернее, после окончания превращения остается еще некоторое количество аустенита, которое при последующем охлаждении в мартенсит не превращается.

Иногда зона второго превращения охватывает температуры, лежащие и ниже мартенситной точки, поэтому в некоторых сталях (с малым содержанием *C*) наряду с мартенситным превращением происходит и изотермический распад аустенита в бэйнит.

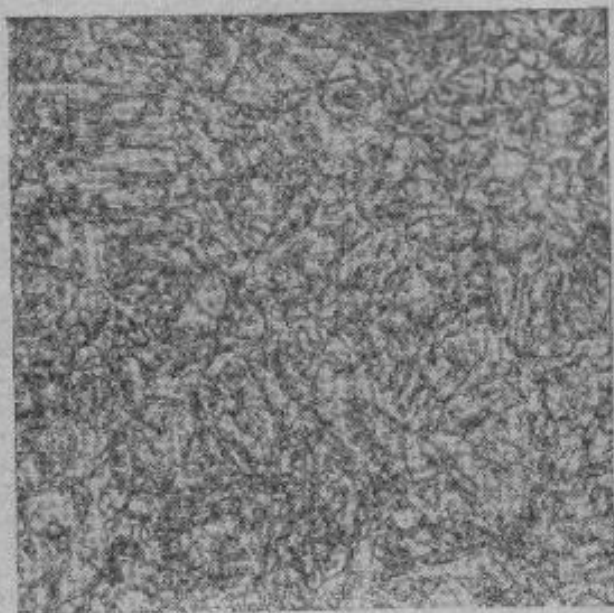
Таким образом некарбидообразующие элементы замедляют (кроме кобальта) скорость превращения аустенита, не внося существенных изменений в кинетику изотермического распада. Чем выше содержание в стали этих элементов, тем меньше скорость превращения аустенита. Влияние в этом отношении *Ni* показано на фиг. 309.

Карбидообразующие элементы также замедляют скорость превращения аустенита, и при определенном их содержании возникает вторая зона превращения.

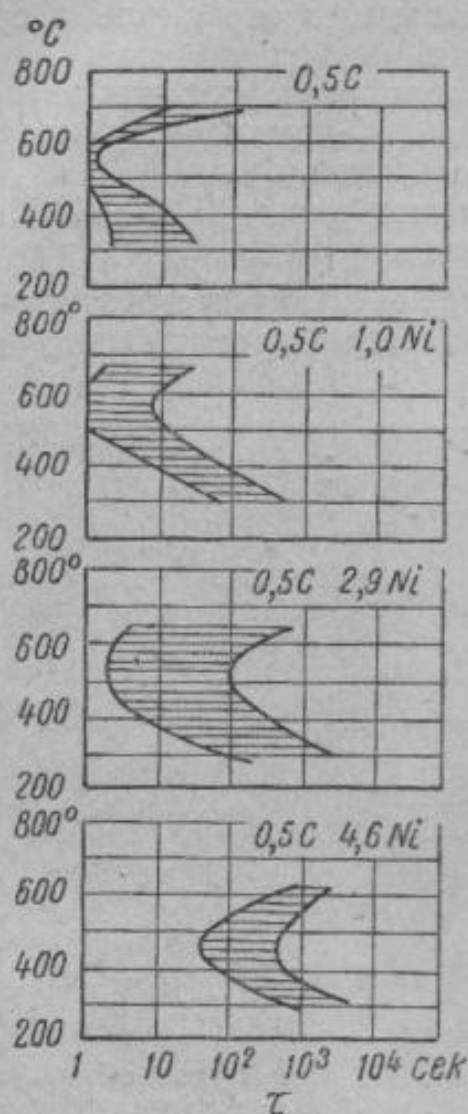
С дальнейшим увеличением содержания таких элементов скорость превращения в первой зоне замедляется, а во второй часто ускоряется, и между ними все более резко замечается интервал большой устойчивости аустенита. На фиг. 310 приведены кривые, показывающие влияние хрома на изотермическое превращение стали с 0,4% *C*.

Изотермическое превращение аустенита в стали, содержащей карбидообразующие и некарбидообразующие элементы, происходит более сложно.

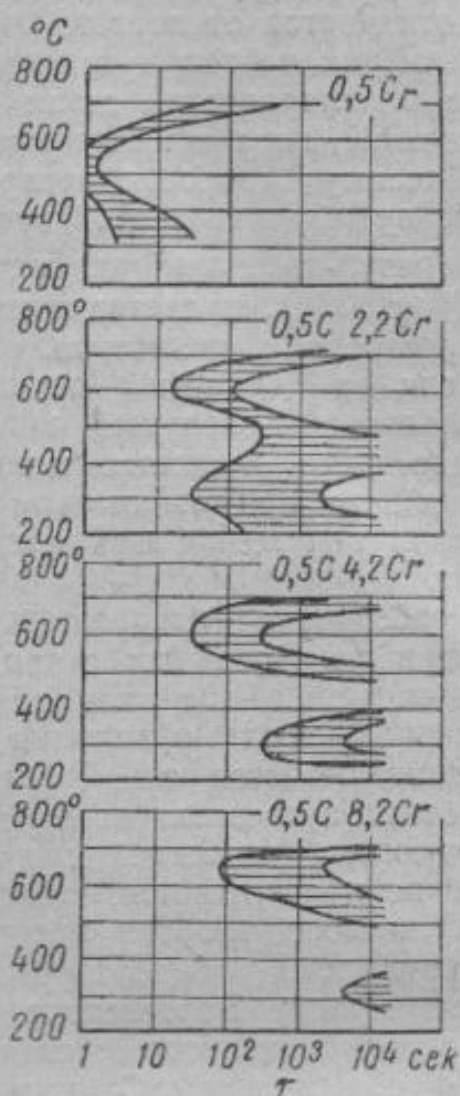
Одновременно присутствие двух таких элементов делает аустенит более устойчивым в интервале температур первой зоны. Добавка второго элемента более эффективна, чем увеличение содержания одного элемента. Добавка некарбидообразующего элемента к сталям с карби-



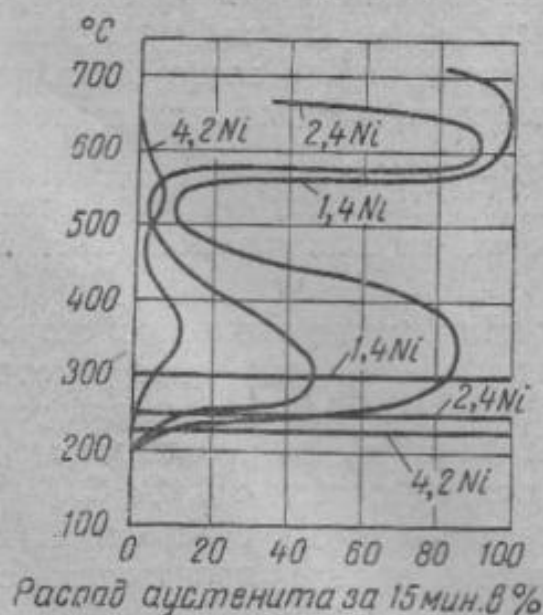
Фиг. 308. Структура бэйнита в стали 18ХНВА.



Фиг. 309. Влияние никеля на изотермический распад аустенита в сталях с 0,5% С (Зюзин).

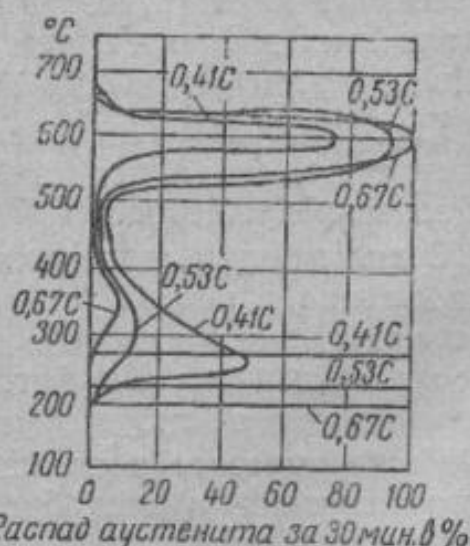


Фиг. 310. Влияние хрома на изотермический распад аустенита в сталях с 0,5% С (Зюзин).



Распад аустенита за 15 мин. в %

Фиг. 311. Скорость изотермического распада аустенита в хромоникелевых сталях (0,45% С и 1,5% Cr) с разным содержанием никеля (Садовский).



Распад аустенита за 30 мин. в %

Фиг. 312. Скорость изотермического распада аустенита в хромоникелевых сталях (1,5% Cr; 3,5% Ni) с разным содержанием углерода (Садовский).

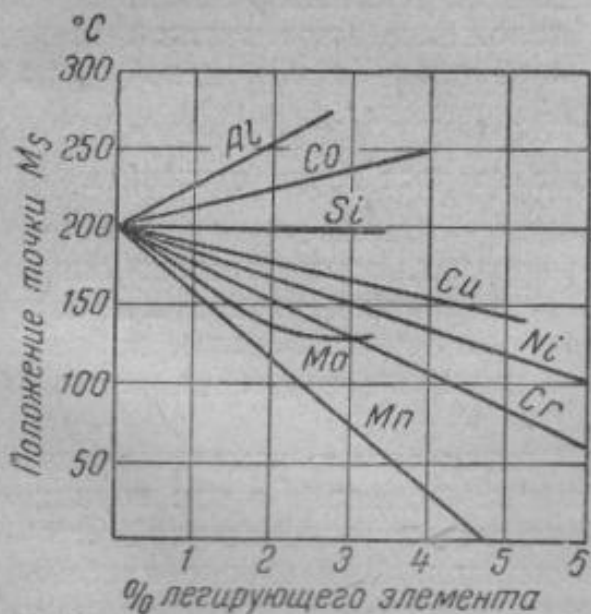
дообразующим элементом (например Ni к хромистым сталям) уменьшает скорость распада в первой и во второй зонах (фиг. 311).

Каково же действие углерода в таких сложных (например хромоникелевых) сталях? Углерод, как это явствует из фиг. 312, ускоряет превращения в первой зоне и замедляет во второй. Существуют, например, хромоникелевые стали с малым содержанием углерода (сталь 18ХНВА), которые практически не имеют первой зоны и изотермически аустенит превращается только в бейнит.

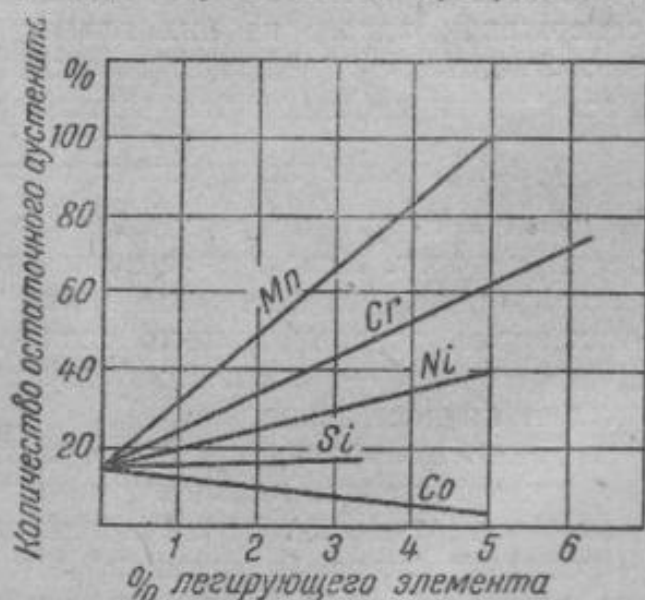
Описанное выше влияние элементов справедливо лишь в том случае, если они к моменту превращения находятся в твердом растворе. Вне твердого раствора могут находиться карбидообразующие элементы, когда закалочный нагрев был недостаточно высок и карбиды этих элементов не растворились. В этом случае легирующий элемент не только уменьшил содержание углерода в аустените (так как часть углерода оказалась в нерастворенных карбидах) и тем самым повлиял на характер изотермического превращения аустенита, но и создал из этих карбидов дополнительные центры для перлитной кристаллизации. Влияние легирующего элемента сводится в этом случае к ускорению изотермического превращения.

§ 9. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение и количество остаточного аустенита

Легирующие элементы не влияют на кинетику мартенситного превращения, которая, повидимому, идентична во всех сталях. Их влияние сказывается исключительно на температуре мартенситного превращения,



Фиг. 313. Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки (M_s) в сталях с содержанием углерода 0,9–1,0% (по Садовскому, схематизировано).

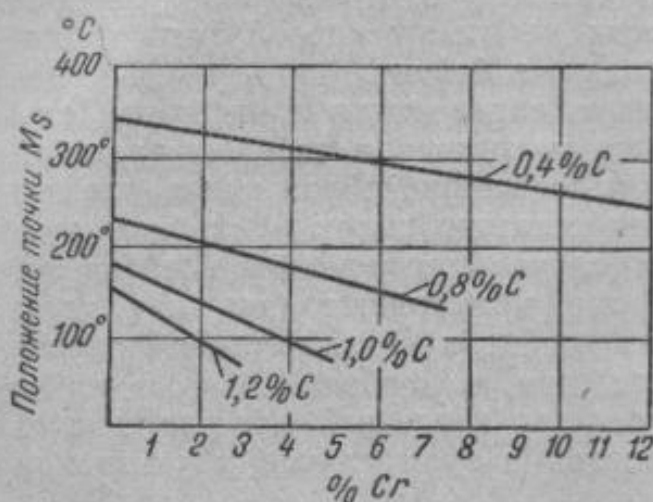


Фиг. 314. Влияние легирующих элементов на количество остаточного аустенита в сталях с содержанием углерода 0,9–1,0% (по Садовскому, схематизировано).

а это в свою очередь отражается и на количестве остаточного аустенита, которое фиксируется в закаленной стали. Некоторые элементы повышают мартенситную точку и уменьшают количество остаточного аустенита (кобальт), другие элементы не влияют (кремний) (фиг. 313), но большинство элементов снижает мартенситную точку и увеличивает количество остаточного аустенита (фиг. 314).

При наличии 5% Mn мартенситная точка снижена до 0, и при таком (или большем) содержании легирующего элемента закалка фиксирует аустенитное состояние.

Данные, приведенные на фиг. 314, относятся к стали с содержанием примерно 1% С. На фиг. 315 приведены данные, показывающие влияние хрома на положение мартенситной точки в сталях с различным содержанием углерода. Из фиг. 315 видно, что чем больше в стали углерода, тем эффективнее действие хрома на снижение мартенситной точки.



Фиг. 315. Влияние хрома на температуру начала мартенситного превращения в сталях с разным содержанием углерода (Гуляев).

Описывая влияние легирующих элементов на мартенситное превращение, необходимо учесть, что на мартенситное превращение влияет только то содержание элемента, которое находится в растворе. Элементы, которые находятся вне раствора (в виде избыточных карбидов), уменьшают количество остаточного аустенита и повышают мартенситную точку, так как умень-

шают содержание углерода в аустените.

Поэтому при наличии в стали нескольких элементов изменение в содержании одного из них влияет на положение мартенситной точки в соответствии с тем, как изменяется карбидная фаза и какой после растворения карбидов получается состав аустенита¹.

§ 10. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита

Все легирующие элементы уменьшают склонность аустенитного зерна к росту. Исключением является марганец, который способствует росту зерна. Количественное влияние остальных элементов, измельчающих зерно, довольно сильно различается друг от друга. Никель, кобальт, кремний, медь — некарбидообразующие элементы и относительно слабо влияют на рост зерна.

Хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан сильно измельчают зерно, причем степень их влияния располагается примерно в том порядке, как они перечислены, и является прямым следствием различной устойчивости карбидов (и оксидов) этих элементов. Избыточные карбиды, не растворенные в аустените, чисто механически препятствуют росту аустенитного зерна. Поэтому сталь при наличии хотя бы небольшого количества нерастворимых карбидов сохраняет мелкозернистое строение.

В стали, содержащей хотя бы 0,1% V или Ti, образуются карбиды и оксиды этих элементов, не растворимые до температуры 1000—1100°; до такой температуры в этих сталях не наблюдается роста зерна.

¹ Например, в некоторых сталях, содержащих хром, под воздействием вольфрама и молибдена уменьшается количество остаточного аустенита и повышается мартенситная точка, так как увеличение содержания молибдена и вольфрама ведет к обеднению аустенита углеродом при постоянной температуре закалки из-за образования труднорастворимых карбидов вольфрама и молибдена вместо более легко растворимых хромистых карбидов.

Аналогично влияние алюминия, который, образуя окись алюминия (Al_2O_3), не растворимую в аустените, способствует получению так называемой наследственной мелкозернистости.

§ 11. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость

Состав стали является наиболее существенным фактором, влияющим на прокаливаемость, а прокаливаемость стали — ее важнейшей характеристикой.

Элементы, которые сдвигают «С-образную» кривую вправо, уменьшают скорость образования перлита и снижают критическую скорость закалки; эти элементы углубляют прокаливаемость.

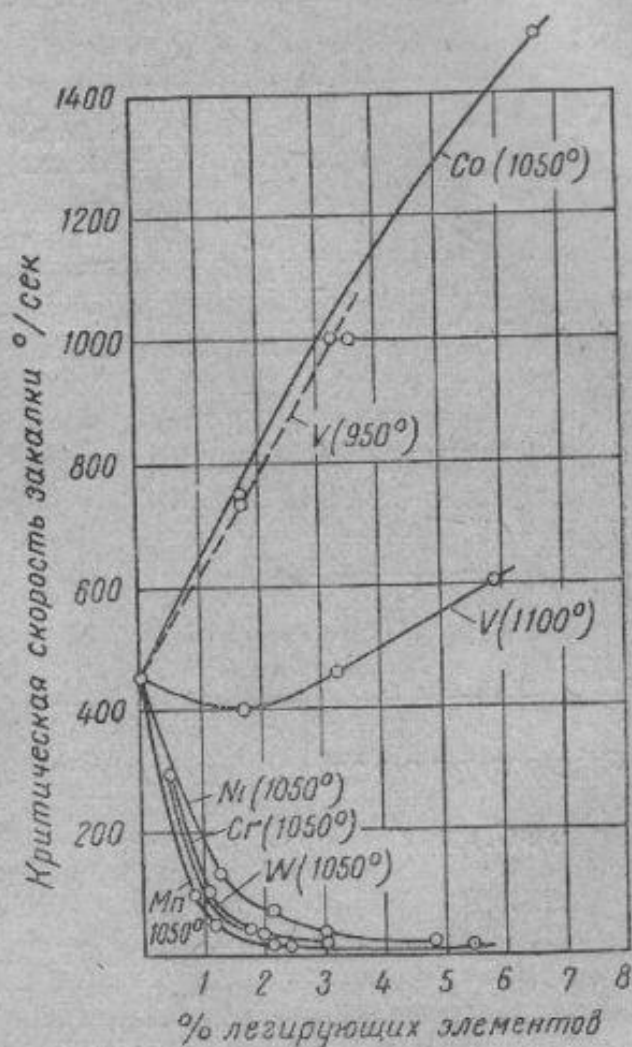
В соответствии с описанным в § 8 настоящей главы влиянием легирующих элементов на изотермическое превращение аустенита, все легирующие элементы за исключением кобальта снижают критическую скорость закалки и увеличивают, следовательно, прокаливаемость (фиг. 316).

В отношении оценки относительной эффективности различных элементов на прокаливаемость существуют расходящиеся в числовом выражении данные.

В сталях, сложно легированных, содержащих несколько легирующих элементов, присадка нового элемента сильно углубляет прокаливаемость. Таково влияние никеля при его добавке к сталям, содержащим хром. Еще эффективнее действует вольфрам при введении его в хромоникелевую сталь.

Некоторые элементы, образующие стойкие карбиды при обычных температурах закалки, применяемых для конструкционных сталей ($800-900^\circ$), не растворимые в аустените; они не только не увеличивают прокаливаемость, а уменьшают ее (см., например, влияние V, при закалке от 950° , фиг. 316). Это объясняется тем, что эти элементы образуют избыточные карбиды, способствующие перлитному превращению. К таким элементам следует отнести Ti, V и отчасти W. При высоком нагреве под закалку, когда карбиды этих элементов растворены в аустените, эти элементы увеличивают прокаливаемость.

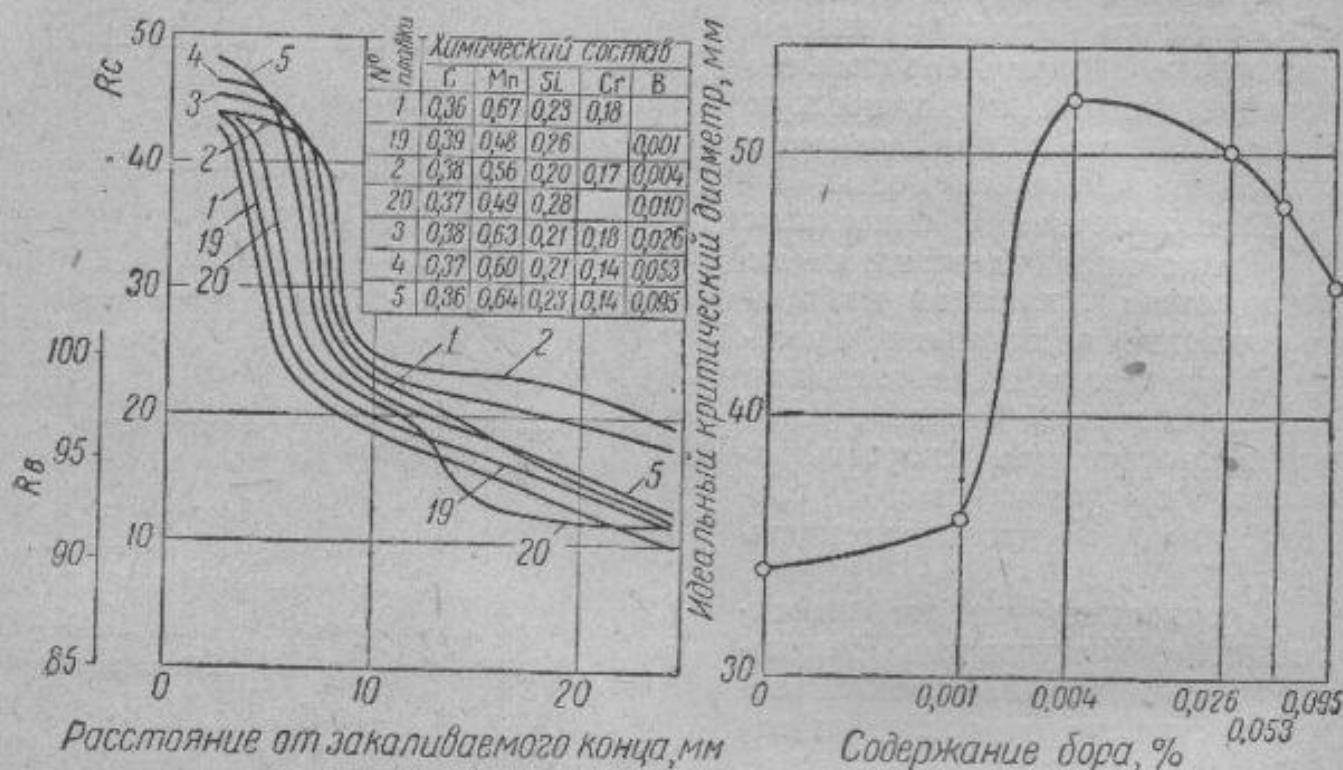
Опытами было доказано, что очень малые присадки некоторых элементов эффективно влияют на прокаливаемость, в то время как более высокое их содержание такого действия не оказывает. К таким эле-



Фиг. 316. Влияние легирующих элементов на критическую скорость закалки (Эссер, Эйлендер и Майерт). Содержание углерода в опытных сталях 1—1,2%. В скобках показана температура закалки.

ментам надо отнести в первую очередь бор. Тысячные доли процентного содержания этого элемента способствуют углублению прокаливаемости. На фиг. 317 приведены данные по испытанию сталей с разным содержанием бора. Диаграмма справа показывает, что оптимальным является содержание 0,004% В, критический диаметр стали без бора и с 0,004% В увеличился с 38 мм до 54 мм.

Вероятно «гомеопатические» присадки бора растворяются только по границам зерна и уменьшают скорость зарождения центров перлита (как мы видели выше, зародыши перлита образуются главным образом



Фиг. 317. Влияние бора на прокаливаемость углеродистой стали с содержанием углерода 0,4% (Винаров).

по границам аустенитных зерен). Достаточно тысячных долей процента бора, чтобы образовалась только по границам зерна пленка из этого высоконасыщенного бором твердого раствора, чтобы заметным образом уменьшить скорость образования перлита и увеличить прокаливаемость¹.

§ 12. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске

Как известно, при отпуске углеродистой стали совершаются три процесса.

1-е превращение — превращение тетрагонального мартенсита в кубический вследствие выделения карбида Fe_xC .

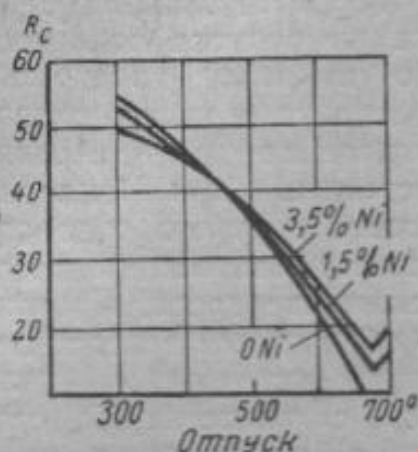
2-е превращение — превращение остаточного аустенита в мартенсит.

3-е превращение — карбидное превращение и коагуляция карбидных частиц.

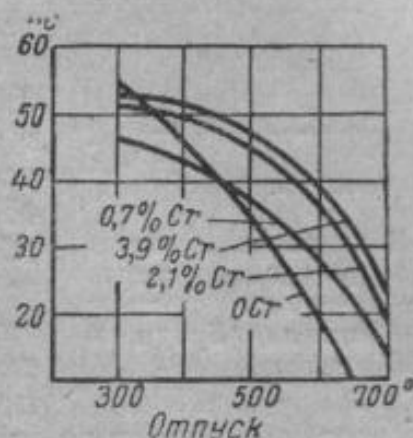
¹ При содержании более 0,004% бор снижает прокаливаемость. При больших содержаниях бора (более 0,01—0,1%) образуется новая фаза — борид железа, включения которого, повидимому, являются подобно нерастворившимся карбидам центрами кристаллизации.

Эти три превращения являются диффузионными и связаны с выделением и коагуляцией карбидов.

Влияние легирующих элементов на поведение стали при отпуске различно в зависимости от того, растворяются они в феррите, растворяются ли они в цементите или образуют специальные карбиды. Элементы, только растворяющиеся в феррите, не влияют сколько-нибудь заметным образом на процессы отпуска¹. Элементы, растворимые в цементите, изменяют (замедляют) скорость его выделения и коагуля-



Фиг. 318. Влияние температуры отпуска на твердость никелевой стали с содержанием углерода 0,55% (Вэйн).



Фиг. 319. Влияние температуры отпуска на твердость хромистой стали с содержанием углерода 0,55% (Вэйн).

ции и затрудняют тем самым течение процессов превращения при отпуске.

Элементы же, образующие специальные карбиды, принципиально меняют схему превращений (так как вместо железного карбида Fe_3C или Fe_2C выделяется и коагулирует специальный карбид).

Влияние отдельных элементов легко проследить по изменению твердости различных сталей в зависимости от температуры отпуска.

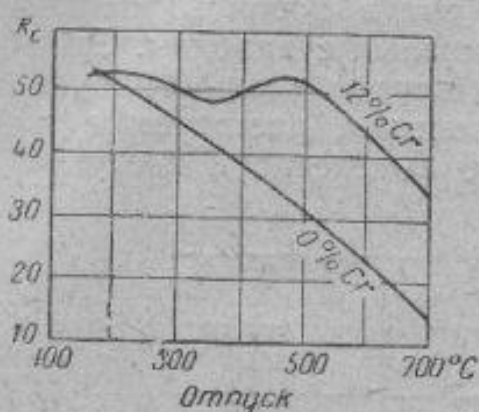
Никель так же, как и другие элементы, только растворимые в феррите, не влияет на ход изменения твердости с температурой отпуска (фиг. 318).

Хром при содержании его до 3—4%, растворимый в цементите, но не образующий самостоятельного карбида, препятствует его выделению и коагуляции, что сказывается в первую очередь на менее интенсивном (чем больше в стали хрома) снижении твердости при повышении температуры отпуска (фиг. 319).

Следовательно, растворимые в цементите легирующие элементы затрудняют его выделение и коагуляцию и сдвигают температурные интервалы первого, второго и третьего превращений при отпуске вверх. Это вполне закономерно, так как для образования карбида железа в железоуглеродистом сплаве требуется только диффузия углерода, для образования легированного цементита (т. е. цементита, содержащего в растворе легирующие элементы) кроме углерода должен диффундировать и легирующий элемент. Другое дело, если легирующий элемент содержится в таких концентрациях, когда он образует специальные

¹ Если они резко не снижают скорости диффузионных процессов, находясь в твердом растворе, как, например, кремний, который уменьшает скорость диффузии углерода и влияет, вероятно поэтому, задерживающе на процессы отпуска.

карбиды. Здесь для его выделения должен участвовать в больших количествах легирующий элемент, и известно, что выделение специальных карбидов из α -твердого раствора (мартенсита) или γ -твердого раствора (аустенита) может начаться только при



Фиг. 320. Влияние температуры отпуска на твердость углеродистой и хромистой стали с 0,35% C (Виллела, Броун и Хилькерт).

претерпевает мартенситное превращение, т. е. наблюдается явление вторичной закалки. Этот процесс имеет большое значение для быстрорежущих сталей и будет более подробно описан далее.

ЛИТЕРАТУРА

- А. Гуляев. Карбидная фаза в сталях. Труды МАИ, вып. 3, 1946.
 Машиностроение. Энциклопедический справочник, т. 3, Машгиз, 1947.
 С. С. Штейнберг. Металловедение, т. III. Специальные стали. ОНТИ, 1935.
 Э. Бэйл. Влияние легирующих элементов на свойства стали, Metallurgizdat, 1945.

ГЛАВА XV

КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

А. КЛАССИФИКАЦИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

§ 1. Классификация по структуре в отожженном состоянии

Как и углеродистые стали, легированные стали по структуре в отожженном состоянии можно разделить на следующие группы:

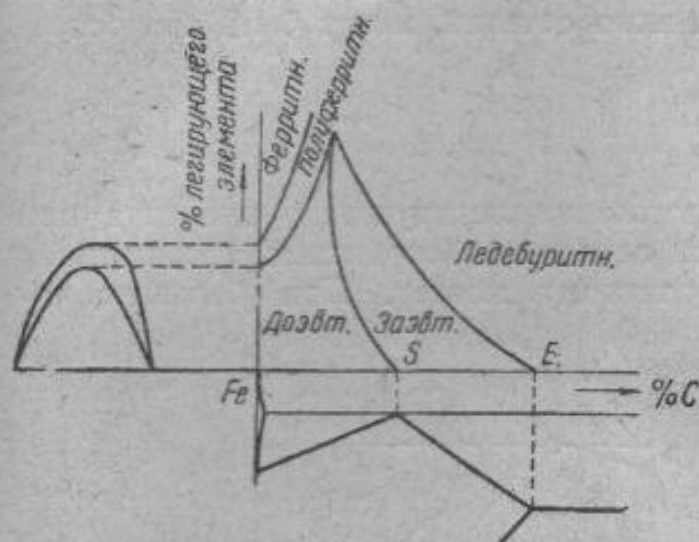
- доэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточный (доэвтектоидный) феррит;
- заэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточные (вторичные выделенные из аустенита) карбиды;
- ледебуритные стали, имеющие в структуре первичные карбиды, выделившиеся из жидкой стали. В литом виде избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику — ледеburит, ко-

¹ Некоторое снижение твердости объясняется наличием в этой стали остаточного аустенита. Более подробные объяснения по этому поводу будут даны в разделе «Быстрорежущая сталь» (гл. XVII).

торый при ковке или прокатке разбивается на обособленные карбиды и аустенит (или продукты его распада).

Углеродистые стали, содержащие углерода менее 0,8%, принадлежат к классу доэвтектоидных сталей, а сплавы с $C > 1,7\%$ — к ледебуритному классу. В легированных сталях класс определяют под микроскопом, наблюдая структуру после отжига. Для сталей с одним легирующим элементом класс можно определить по тройной диаграмме железо—углерод—легирующий элемент.

Так как большинство легирующих элементов сдвигает точки S (0,8% C) и E (1,7% C) влево, то граница между доэвтектоидными



Фиг. 321. Распределение по классам сталей в тройной системе Fe—C—л. э., в которой легирующий элемент сужает γ -область.



Фиг. 322. Распределение по классам сталей в тройной системе Fe—C—л. э., в которой легирующий элемент расширяет γ -область.

и заэвтектоидными сталями и заэвтектоидными и ледебуритными сталями в легированных сталях лежит при меньшем содержании углерода, чем в углеродистых¹. Так, например, при 5% Cг сталь с 0,6% C является заэвтектоидной, а сталь с 1,5% C — ледебуритной.

Определенное содержание элементов, которые сужают γ -область, может привести сталь к такому состоянию, при котором $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение происходит лишь частично или вовсе отсутствует. Такие сплавы, как мы указывали выше, называются *полуферритными* и *ферритными*. Этот класс встречается при малом содержании углерода и высоком содержании легирующего элемента. Для легирующего элемента, сужающего γ -фазу, области существования перечисленных пяти классов (доэвтектоидного, заэвтектоидного, ледебуритного, полуферритного и ферритного) в тройной системе Fe—C—л. э. показаны на фиг. 321.

Для тех элементов, которые расширяют γ -область, возможно существование *полуаустенитного* и *аустенитного* класса сталей, т. е. таких сталей, в которых аустенит частично превращается в мартенсит или полностью сохраняется. Области существования этих пяти классов в тройной системе железо—углерод—легирующий элемент для легирующего элемента, расширяющего γ -область, показано на фиг. 322.

¹ Углеродистые сплавы с $C > 1,7\%$ при наличии ледебурита не куется (чугуны). В легированных же сталях ледебурит более пластичен и хотя присутствие ледебурита в легированных сталях затрудняет ковку, но не делает ее невозможной.

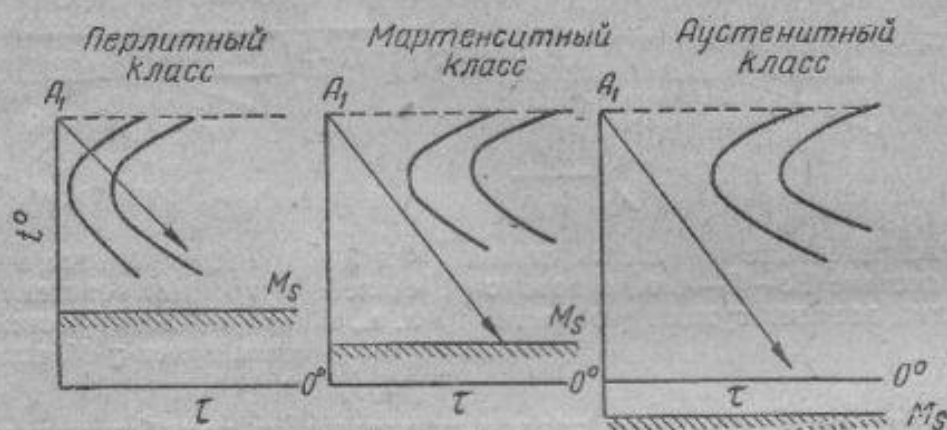
Так как углерод расширяет γ -область, то аустенитные и полуаустенитные стали существуют при большом содержании легирующего элемента, расширяющем γ -область, и при любом содержании углерода (в отличие от ферритного класса, который может быть при наличии элементов, выклинивающих γ -область, и лишь при малом содержании углерода).

§ 2. Классификация по структуре в нормализованном состоянии¹

В зависимости от того, какая структура получается после охлаждения на воздухе образцов небольшого сечения, могут быть три основных класса сталей:

- 1) перлитный,
- 2) мартенситный,
- 3) аустенитный.

При относительно малом содержании легирующего элемента при охлаждении на воздухе получается перлитная (сорбитная, трооститная) структура, и сталь относят к перлитному классу. При большем со-



Фиг. 323. Диаграмма изотермического распада аустенита для трех классов сталей.

держании легирующих элементов — при охлаждении на воздухе получается мартенситная структура — класс стали мартенситный, наконец при наибольшем содержании легирующих элементов аустенит охлаждается до комнатных температур без превращений, и мы имеем аустенитный класс стали.

Целесообразно класс стали связать с диаграммой изотермического превращения аустенита. Так, например, сталь перлитного класса, как и углеродистая сталь, имеет обычного типа диаграмму изотермического превращения. Кривая охлаждения для случая охлаждения на воздухе пересекает «С-кривую» при высоких температурах, когда образуется перлитная структура (перлит, сорбит, троостит) (фиг. 323).

Для сталей мартенситного класса «С-кривая» сдвинута вправо. Охлаждение с такой же скоростью, т. е. на воздухе, не ведет к пре-

¹ Предложенная много лет тому назад классификация, согласно которой класс стали определяется по структуре после охлаждения небольших образцов на воздухе явилась удачной, хотя распределение классов стали в зависимости от содержания углерода и легирующего элемента на так называемых диаграммах Гийэ оказалось неверным.

вращению в верхней зоне, аустенит переохлаждается до температур мартенситного превращения, когда и происходит образование мартенсита. Дальнейшее увеличение содержания углерода и легирующего элемента не только сдвигает вправо «С-кривую», но, что в данном случае важнее, снижает мартенситную точку. При снижении ее ниже 0° охлаждение до нормальной температуры не ведет к превращению аустенита, т. е. охлаждение на воздухе в этом случае сохраняет аустенитную структуру, и такая сталь относится к аустенитному классу.

Необходимо подчеркнуть, что получаемая структура зависит от условий охлаждения, и та структура, которая определит класс, получается лишь при воздушном охлаждении. Например, если мы имеем перлитный класс стали, то более быстрое охлаждение (закалка) может повести к получению у стали перлитного класса мартенситной структуры, в то же время более медленное охлаждение, чем охлаждение на воздухе, может повести к образованию перлитных структур у стали мартенситного класса.

Ускорение охлаждения не ведет к получению у стали мартенситного класса аустенитной структуры, так как фиксирование аустенитной структуры связано с понижением мартенситной точки ниже 0° .

В стали аустенитного класса весьма медленное охлаждение может повести к получению перлитного типа структуры, тогда как не медленным охлаждением, а охлаждением ниже 0° можно вызвать образование мартенсита.

Стали, содержащие специальные карбиды, были выделены в 4-й класс — карбидный.

Структура этих сталей состоит из включений карбидов и основной структуры, которая может быть самой различной — перлитной, мартенситной, бэйнитной, аустенитной. Для данной скорости охлаждения (на воздухе) основная структура получается различной в зависимости от содержания углерода и легирующих элементов и от высоты нагрева перед охлаждением.

§ 3. Классификация по количеству легирующих элементов

В зависимости от того, сколькими элементами легирована сталь, легированные стали могут быть классифицированы на:

тройные стали, содержащие помимо железа и углерода еще один легирующий элемент;

четверные стали, содержащие два легирующих элемента, и т. д.

В зависимости от того, какие легирующие элементы вводятся в стали, последние называются никелевыми, хромистыми, хромоникелевыми, хромоникельмолибденовыми и т. д.

§ 4. Классификация по применению

В зависимости от того, для каких целей применяются стали, их можно объединить в следующие группы:

А. Конструкционная сталь, идущая на изготовление деталей машин. В зависимости от условий работы стали подвергаются или цементации или улучшению, поэтому конструкционные стали в свою очередь разбиваются на стали *цементируемые* и *улучшаемые*.

Б. Инструментальные стали, идущие на изготовление режущего, мерительного, штампового и прочего инструмента. Помимо углеродистых сталей легированные инструментальные стали могут быть классифицированы на *низколегированные инструментальные стали, штамповые стали и быстрорежущие стали.*

В. Стали особого назначения. К ним относятся стали, обладающие каким-нибудь резко выраженным свойством. Такими сталями являются: *нержавеющие стали, жароупорные и теплоустойчивые, износостойчивые, с особенностями теплового расширения, с особыми магнитными и электрическими свойствами и т. д.*

Б. МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Ввиду большого разнообразия марок легированных сталей была разработана система обозначения каждой марки. Обозначение должно состоять из небольшого числа цифр или букв, чтобы было легко клеймить прутки. Условное обозначение указывает примерный состав стали.

§ 5. Маркировка по ГОСТ

Для обозначения принята буквенно-цифровая система.

Каждый легирующий элемент обозначается буквой.

Н — никель,	М — молибден,
Х — хром,	Г — марганец,
К — кобальт,	Д — медь,
С — кремний,	П — фосфор,
В — вольфрам,	Т — титан,
Ф — ванадий,	Ю — алюминий.

Цифры показывают содержание углерода и легирующего элемента. Первые две цифры в начале обозначения показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Цифры, идущие после буквы, указывают примерное содержание легирующего элемента (в целых процентах), которое данная буква характеризует, причем, если содержание элемента меньше или около 1%, то цифра отсутствует, если содержание около 1,5%, то ставится цифра 1, если около 2% — цифра 2 и т. д.

Следовательно сталь состава 0,10—0,15% С и 2,0—2,4% Мп обозначится — 12Г2, сталь состава 0,28—0,35% С, 0,8—1,1% Сг; 0,9—1,2% Мп; 0,8—1,2% Si; 30ХГС и т. д.

Для того чтобы показать, что сталь, чистая по сере и фосфору ($\% S \leq 0,03\%$; $\% P \leq 0,03\%$), а также соблюдены все условия металлургического производства высококачественной стали, в конце обозначения ставят букву А.

Однако в ряде случаев для сокращения числа знаков в обозначении несколько отступают от точного соблюдения системы ГОСТ (в особенности это относится к сталям сложнелегированным). Так, например, сталь состава 0,14—0,21% С; 1,35—1,65% Сг; 4,0—4,5% Ni; 0,8—1,2% W должна была бы обозначаться так: 18Х1Н4ВА, однако для сокращения знаков в обозначении она маркируется: 18ХНВА.

Для высоколегированных сталей, содержащих большой процент легирующих элементов, чтобы сократить марочное обозначение, пришлось пойти на более значительные отступления от системы ГОСТ.

Некоторые высоколегированные стали выделены в отдельные группы. Каждой группе приписывается своя буква, которая идет первой в марочном обозначении:

Хромистые нержавеющие стали	Ж
Хромоникелевые нержавеющие стали	Я
Магнитные стали	Е
Быстрорежущие стали	Р
Шарикоподшипниковые стали	Ш

В инструментальных сталях, так как они часто содержат углерода больше 1%, для обозначения его содержания потребовались бы 3 цифры. Поэтому цифры, обозначающие содержание углерода, опускают вовсе, т. е. обозначение марки начинается не с цифр, а с букв. Так, например, инструментальная сталь состава 1,45—1,70% С, 11,0—12,5% Сг и 0,5—0,8% Мо обозначается X12M.

Стали, выплавленные на заводе «Электросталь», помимо стандартного обозначения имеют еще в начале марки букву Э (ЭX12M; Э30ХГС и т. д.). Буква Э в начале марки показывает только то, что сталь была выплавлена на заводе «Электросталь».

Нестандартные стали, обозначаются самым различным образом. Так, например, опытные марки, выплавленные на заводе «Электросталь», обозначаются буквой И (исследовательские) и порядковым номером, например сталь ЭИ179; сталь ЭИ276 и т. д.

Несмотря на то, что для всех сталей невозможно применить в полном объеме маркировку ГОСТ, эта система обозначения является наиболее удобной и наглядной и значительно превосходит в этом отношении принятые в других странах (США, Англия, Германия и т. д.) марочные обозначения.

§ 6. Маркировка по SAE

Маркировка SAE наиболее распространена в США (хотя в США некоторые заводы и фирмы имеют свое обозначение марок сталей).

По маркировке SAE марки стали обозначаются четырьмя цифрами, причем первая цифра показывает класс стали, вторая содержание основного легирующего элемента и последние две цифры — содержание углерода в сотых долях процента¹.

Условное обозначение первой цифры следующее:

Первая цифра	Класс стали
1	Углеродистая
2	Никелевая
3	Хромоникелевая
4	Молибденовая
5	Хромистая
6	Хромованадиевая
9	Кремнемарганцовистая.

Основным легирующим элементом, количество которого обозначает вторая цифра, является никель в хромоникелевых сталях, хром в хромованадиевых и кремний в кремнемарганцовистых.

¹ Этой системой, чтобы ограничиться четырьмя цифрами, можно маркировать стали с содержанием легирующих элементов до 10% и углерода до 1%, т. е. она применима лишь для конструкционных сталей.

лезо. Феррит имеет низкие значения крепости и большую пластичность. Наоборот, цементит при нулевом значении удлинения и сужения имеет твердость около $800 H_V$. Более высокое значение крепости и меньшая вязкость у стали объясняются упрочняющим действием карбидных включений на феррит.

Карбидные частицы блокируют плоскости скольжения, затрудняют пластическую деформацию и тем самым повышают крепость и снижают вязкость стали. Объем, занимаемый карбидной фазой, зависит главным образом от содержания в стали углерода, а количество и дисперсность карбидных включений в широких пределах можно изменить термообработкой, закалкой и отпуском.

Увеличение содержания углерода в стали (в нормализованном состоянии) ведет к снижению пластичности и повышению прочности (см. выше фиг. 205).

Для большинства деталей машин требуется металл, имеющий определенную пластичность и вязкость, и практически надежным конструкционным материалом будет металл, если значение ψ будет не ниже 50%, а a_k не ниже 6 кг/см^2 . Отсюда следует, что применение углеродистой стали как конструкционного материала даже в нормализованном состоянии ограничивается содержанием 0,5% С. Кривые, приведенные на фиг. 205, относятся к нормализованным сталям, т. е. относительно мягким, когда упрочняющая фаза (цементит) находится в виде крупных включений.

На фиг. 209 был приведен график, показывающий зависимость механических свойств от температуры отпуска.

Повышение температуры отпуска, ведущее к укрупнению частиц упрочняющей фазы, снижает прочность и повышает пластичность. Следует еще раз напомнить, что при распаде гомогенного аустенита образующийся цементит приобретает форму пластинок.

Если закалкой зафиксировать углерод в растворе, то при последующем отпуске углерод тоже будет выделяться в виде цементита, но цементит выделяется в зернистой форме. Таким образом упрочняющей фазой будут или пластины цементита (при одинарной термической обработке — нормализация, отжиг) или зерна цементита (при двойной термической обработке — закалка + отпуск). Чем крупнее цементитные включения, тем ниже прочность и выше пластичность.

Еще раз напомним обстоятельство, очень важное для оценки механических свойств термически обработанных сталей, что некоторые свойства зависят *только* от степени коагуляции цементита вне зависимости от того, в форме пластинчатого или зернистого цементита он присутствует, другие же и от степени коагуляции цементита и от его формы. Твердость, предел прочности, относительное удлинение не зависят от формы включений цементита; сопротивление малым пластическим деформациям (σ_p , σ_s) относительное сужение и вязкость зависят от формы включений цементита.

При равной твердости (пределе прочности) у стали с пластинчатой формой цементита вязкость будет ниже, чем у стали с зернистым цементитом.

Для примера сравним механические свойства нормализованной стали (пластинчатый цементит) — фиг. 205 и отпущенной стали (зернистый цементит) — фиг. 209. Нормализация стали с 0,4% С придает твердость $H_V = 180$ и $\sigma_B = 65 \text{ кг/мм}^2$ при $\psi = 45\%$ и $a_k = 6 \text{ кг/см}^2$. В этой стали такая прочность может быть получена отпуском при

640°, но относительное сужение $\psi=60\%$ и вязкость $a_k=12 \text{ кгм/см}^2$ в этом случае становятся значительно больше.

Следовательно, комплексом высоких механических свойств обладает лишь улучшенная сталь¹.

Мы уже указывали выше, что для обеспечения надежности стали в работе пластичность и вязкость должны быть ψ не менее 50% и a_k не менее 6 кгм/см² *. Температура отпуска должна быть не ниже 450—500° (см. фиг. 209), а практически температура отпуска берется не ниже 525—550°, что обеспечивает достаточную вязкость.

Очевидно, что для получения высоких механических свойств стали в улучшенном состоянии скорость охлаждения по всему сечению детали при закалке должна быть больше критической. Для получения мартенситной структуры у углеродистой стали необходимы очень большие скорости охлаждения. В практике термообработки вода является наиболее энергичным охладителем, но, даже применяя для закалки воду, мы достигаем сквозного улучшения лишь в сечениях диаметром 10—15 мм. При сечениях порядка 20—30 мм, даже при очень энергичном охлаждении в воде, центральная часть охлаждается со скоростью меньше критической, и распад γ -раствора происходит во время охлаждения с образованием пластинчатых продуктов превращения. В этом случае (после отпуска) срединная зона при той же твердости, что и поверхность, будет обладать пониженной вязкостью. При еще больших сечениях в процессе закалки из аустенита может выпасть избыточный феррит, что вызовет не только снижение вязкости, но и уменьшение прочности.

В сечениях порядка 80—100 мм водяное охлаждение недостаточно даже для закалки поверхностных слоев, термическая обработка почти не улучшает механических свойств углеродистой стали.

Очевидно, что при одинаковой термической обработке различного сечения механические свойства сталей с увеличением сечения будут снижаться. Те свойства, на которые форма цементита не влияет, будут снижаться в малой степени, те же свойства, которые зависят от формы цементита, будут уменьшаться значительно. На фиг. 235 приводились свойства углеродистой стали после закалки в воде и отпуска при 580°. Термической обработке подвергали заготовки \varnothing от 15 до 200 мм. Увеличение размера закаливаемого изделия слабо сказывается на пределе прочности, твердости и относительном удлинении, но сильно снижает предел текучести, относительное сужение и ударную вязкость.

Таким образом механические свойства стали зависят не только от ее состава и режима термообработки, но и от сечения закаливаемого изделия.

§ 2. Влияние легирующих элементов на механические свойства

Наиболее надежным и испытанным средством повышения качества стали является легирование, т. е. введение в сталь помимо нормального содержания углерода еще таких элементов, как хром, никель,

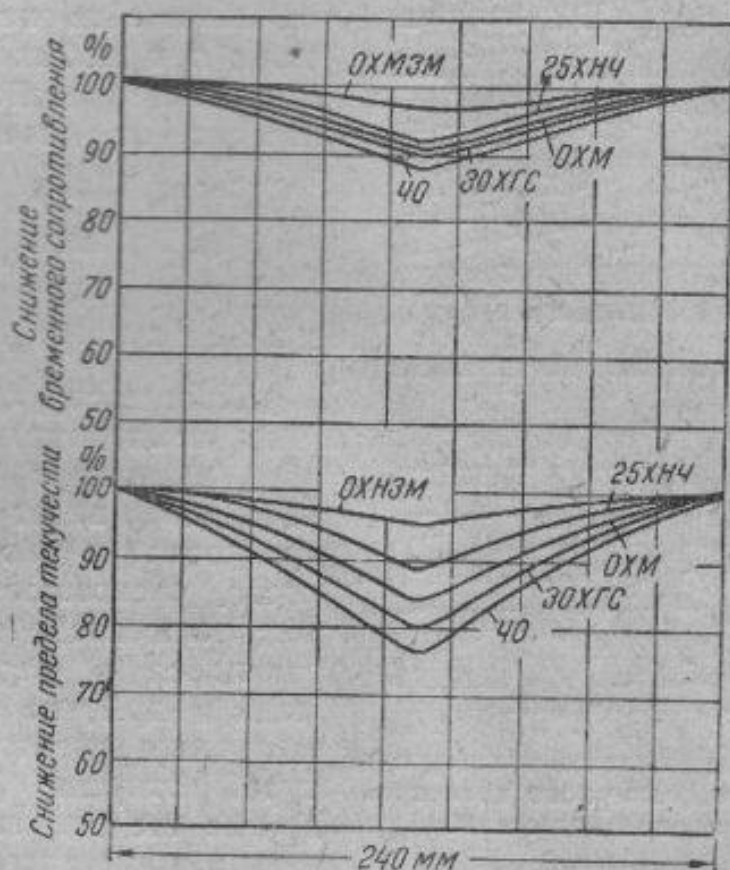
¹ Это относится к сталям с содержанием углерода 0,3—0,5%. У малоуглеродистых сталей структура отпущенного мартенсита также обеспечивает высокое значение комплекса механических свойств. Напомним, что улучшенной сталью называется сталь, прошедшая закалку и отпуск при высокой температуре. Такая термическая обработка называется улучшением.

* Однако в ряде случаев такая вязкость является недостаточной.

молибден, вольфрам, марганец и др. Повышение прочности при введении легирующих элементов обуславливается следующими четырьмя основными обстоятельствами.

а) Легирующие элементы углубляют закалку

Почти все элементы, которыми легируют конструкционные стали, углубляют закалку, т. е. если при данном способе закалки в нелегированной стали мартенситная структура распространяется на глубину,



Фиг. 324. Изменение механических свойств по сечению различных сталей в улучшенном состоянии.

скажем, в 10 мм, и следовательно после отпуска зернистые продукты превращения будут наблюдаться лишь на этой глубине, то в легированной стали благодаря большей прокаливаемости термическая обработка проникнет на большую глубину. Следовательно, общий комплекс механических свойств будет выше у стали с более глубокой прокаливаемостью, и это преимущество будет сказываться тем сильнее, чем больше сечение.

Схема, приводившаяся на фиг. 234, а также фиг. 324 и 325 иллюстрируют это положение.

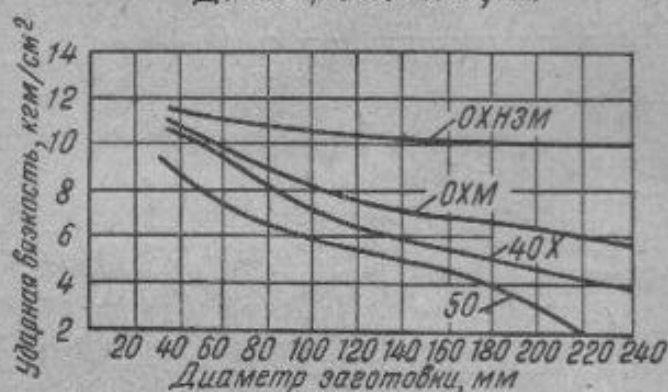
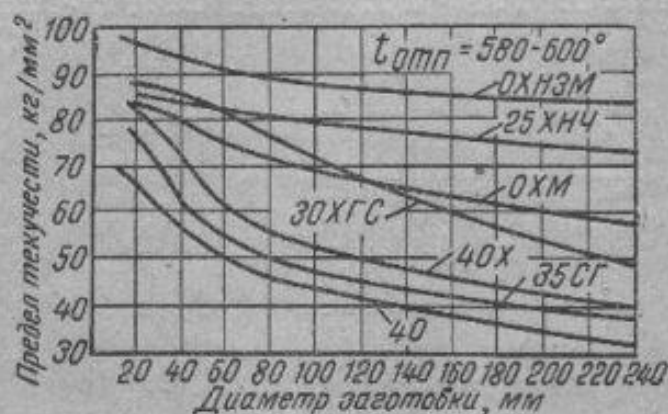
Образцы из трех разных сталей (см. фиг. 234) обработаны на одинаковую твердость, однако вследствие различной прокаливаемости и различной структуры в сердцевине предел текучести и вязкость различны.

Если закалка неглубокая, то сердцевина, имеющая пластинчатую структуру, обладает более низким пределом текучести и вязкости по сравнению с поверхностью, имеющей зернистую структуру (фиг. 234а).

(фиг. 234б). Лишь сквозная закалка дает однородные и высокие механические свойства по всему сечению (фиг. 234в). Таким образом как свойства сердцевины, так и свойства всего сечения в целом будут повышаться по мере углубления закалки и достигнут оптимального значения при сквозной закалке.

У легированных сталей с увеличением сечения механические свойства будут снижаться тем слабее, чем на большую глубину прокаливается сталь. В углеродистой стали 40 наиболее заметно ухудшение свойств при увеличении диаметра, тогда как у хромоникельмо-

либденовой стали (ОХНЗМ), закаливающейся насквозь практически при любых диаметрах, механические свойства почти не зависят от сечения (фиг. 324 и 325).



Фиг. 325. Механические свойства (σ_s , a_k) в центре заготовки различного диаметра. Стали в улучшенном состоянии.

б) Легирующие элементы затрудняют выделение карбидов при отпуске

Прогрессирующий с повышением температуры отпуска процесс выделения и коагуляции карбидов ведет к снижению прочности и повышению вязкости. Некоторые из легирующих элементов, только растворяющиеся в феррите (никель, медь и др.), не влияют на ход изменения твердости с температурой отпуска (см. фиг. 318), другие же элементы, растворенные в цементите, препятствуют

его выделению и коагуляции при отпуске, что сказывается в первую очередь на менее интенсивном, с повышением температуры отпуска, снижении твердости (см. фиг. 318).

Сравнивая кривые, приведенные на фиг. 318 и 319 и относящиеся к сталям с никелем или хромом, мы видим, что при одинаковом содержании углерода, чтобы получить одинаковую твердость, надо хромистую сталь отпускать при более высокой температуре. Например, чтобы получить твердость $R_c = 30$, сталь с 0,55% С без легирующих элементов необходимо отпускать при 520° . Сталь с 3,5% Ni, при том же содержании углерода для получения той же твердости необходимо нагреть на 550° . Из сравнения этих двух температур отпуска видим, что никель почти не влияет на способность разупрочнения при отпуске. Иначе влияет карбидообразующий хром. При 0,7% Сг температура отпуска, обеспечивающая твердость 30 R_c должна быть повышена до 570° , а при 3,9% Сг она равняется 650° .

Все карбидообразующие элементы, растворяющиеся в цементите, делают его более стойким, менее склонным к коагуляции, и сталь приобретает большую устойчивость против отпуска. Вязкость же возрастает приблизительно в одинаковой степени у различных сталей, чем выше

температура отпуска. Следовательно, если, предположим, для отпуска на одинаковую твердость нелегированная сталь должна быть отпущена на температуру 500° , а сталь, легированная карбидообразующими элементами, на 600° , то вязкость легированной стали вследствие более высокого отпуска будет выше.

Таким образом мы видим, что чем выше отпуск на данную прочность, тем выше вязкость стали. Следовательно, элементы, затрудняющие процесс диффузии и коагуляции карбидов, повышают механические свойства стали после закалки и отпуска.

в) Легирующие элементы измельчают зерно

Под понятием «зерно» подразумевается размер полиэдров твердого раствора, а не размер выделившихся частиц. Поскольку при ударном разрушении излом происходит главным образом по границам зерна, то общая протяженность границ зерна и их извилистость весьма существенно влияют на ударную вязкость. Чем меньше фактический размер зерна, тем выше ударная вязкость.

Все легирующие элементы (за исключением марганца) измельчают зерно аустенита. Наиболее интенсивно влияют активные карбидообразователи (ванадий, титан, вольфрам, молибден). Поэтому многие марки легированных конструкционных сталей содержат около 0,1% V или Ti, которые вводятся главным образом для измельчения зерна.

г) Легирующие элементы растворяются в феррите

В легированных сталях феррит не является чистым железом, а является α -раствором, где в железе растворено то или иное количество легирующих элементов. Некоторые легирующие элементы, как, например, никель, кремний и др., целиком растворяются в феррите. Другие же, как, например, марганец, хром, молибден, вольфрам, распределяются между ферритом и карбидной фазой. Это распределение зависит от природы легирующего элемента и содержания углерода в стали.

При растворении легирующих элементов в феррите механические свойства повышаются. Влияние различных элементов на твердость и вязкость феррита было показано выше (фиг. 294а и б).

Не следует думать, что в результате термической обработки свойства феррита не меняются. Скорее охлаждение при закалке упрочняет феррит, имеющий в растворе такие элементы, как хром, марганец и никель, причем это упрочнение сохраняется до отпуска порядка 500 — 600° (см. выше фиг. 295 и 297).

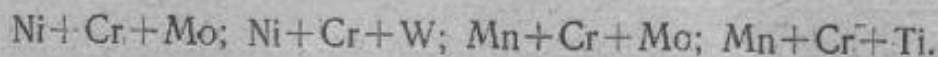
Из перечисленных четырех факторов наибольшее влияние на упрочнение стали имеет первый — углубление прокаливаемости, получение во всем объеме изделия сквозного улучшения.

Введение одного элемента, как-то марганец, хром, никель, улучшает свойства стали. Особенно благоприятно на углубление прокаливаемости и общее повышение комплекса механических свойств влияет введение двух элементов. Лучшими комбинациями являются Ni+Cr; Mn+Cr; Ni+Mo.

Для дальнейшего улучшения в эти стали вводят третий легирующий элемент, который обычно является сильным карбидообразующим элементом. Назначение этого третьего элемента, содержание которого

ограничивается десятками долями процента, — еще больше затруднить выделение карбидов при отпуске, измельчить зерно.

Обычно конструкционные стали с тремя легирующими элементами содержат:



Сильный карбидообразующий элемент вводится также и в стали с одним легирующим элементом. Таким образом получаем, например, хромомолибденовую и хромованадиевую стали.

Все конструкционные стали можно примерно разбить на четыре категории по прочности:

1-я категория — углеродистые нелегированные стали.

2-я категория — легированные стали с одним легирующим элементом: хромистые, никелевые, марганцовистые стали.

3-я категория — легированные двумя элементами хромоникелевые, хромомарганцовые, хромомолибденовые стали. К этой категории можно причислить и хромомарганцовокремнистую сталь.

4-я категория — легированные тремя элементами: хромоникельвольфрамовые, хромоникельмолибденовые, хромомарганцовомолибденовые стали.

Различие в свойствах сталей разных категорий будет возрастать по мере увеличения сечения термически обрабатываемой заготовки.

Так, например, в изделиях диаметром до 25—30 мм, после закалки и отпуска на 550—600° сталь всех категорий будет иметь вязкость примерно 8—10 кг/см² и относительное сужение в пределах 50—55%, тогда как предел текучести будет:

Сталь 1-й категории	—	50—60	кг/мм ²
„ 2-й	„	70—80	„
„ 3-й	„	80—90	„
„ 4-й	„	90—100	„

В малолегированных сталях при больших сечениях после закалки и отпуска на ту же температуру получится снижение не только прочности, но и вязкости вследствие их худшей прокаливаемости.

Ориентировочно в сечении \varnothing 100 мм мы можем ожидать получения таких свойств:

У сталей 1-й категории	$\sigma_s = 40—50$	кг/мм ²	$a_k = 5$	кг/см ²
„ 2-й	$\sigma_s = 50—60$	„	$a_k = 7—8$	„
„ 3-й	$\sigma_s = 60—80$	„	$a_k = 7—9$	„
„ 4-й	$\sigma_s = 80—90$	„	$a_k = 8—10$	„

Эти цифры еще раз показывают, как важно учитывать, в каких сечениях данная деталь проходит термическую обработку и соответственно выбирать при конструировании расчетное напряжение. Справочные данные, указывающие механические свойства стали, относящиеся к образцам малых сечений, могут сильно расходиться с фактическими механическими свойствами металла в детали.

Таблица 29

Состав и свойства углеродистых сталей

Марки стали	Содержание элементов, %			Форма полуфабриката	Состояние поставки	Механические свойства				
	C	Mn	Si			σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ , %	ψ , %	HВ
08	1,05—0,12	0,25—0,50	0,15—0,30	Листы	Нормализация	28—38	>18	>26	>55	76—117
10	0,05—0,15	0,25—0,50	0,15—0,30	Прутки Листы	" "	32—42 32—42	>18	>30 >30	>55	88—117
20	0,15—0,25	0,25—0,50	0,15—0,30	Трубы Листы	" "	>40 40—55	>18	>20 >24	>55	112—152

Б. МАРКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ¹

Конструкционные стали делятся на цементируемые стали, содержащие углерода 0,1—0,25% и на улучшаемые стали с содержанием углерода 0,30—0,45%.

С более высоким содержанием углерода стали применяются лишь для отдельных видов деталей, например, для пружин. Стали первой группы применяются в цементированном виде с последующей закалкой и отпуском при низкой температуре. Нецементированная сердцевина некоторых сталей после такой обработки (например, малоуглеродистая хромоникельвольфрамовая сталь) приобретает такие высокие механические свойства, что целесообразно применять ее и в нецементированном виде после термообработки, аналогичной той, которая дается цементированным изделиям, т. е. после закалки и отпуска при низкой температуре.

Стали со средним содержанием углерода подвергают улучшению, т. е. закалке с последующим отпуском при высокой температуре (на сорбит). Эта операция обеспечивает большую вязкость ($a_k \geq 10$ кгм/см²). В относительно редких случаях и среднеуглеродистые стали применяются после отпуска при низкой температуре, но тогда, когда можно удовлетвориться меньшей вязкостью ($a_k = 5—7$ кгм/см²), но требуется большая прочность ($\sigma_B \approx 160$ кг/мм²).

1. ЦЕМЕНТИРУЕМЫЕ СТАЛИ

§ 3. Углеродистые стали

В табл. 29 приведены состав и свойства углеродистых сталей (с малым содержанием углерода), применяемых в авиастроении.

В таблице приведены свойства сталей в состоянии поставки. Обычно последней термической операцией на заводе поставщика (металлургическом заводе) является нормализация или охлаждение на воздухе после прокатки.

¹ Написано совместно с доц. канд. техн. наук С. З. Бокштейном.

Термической обработке на авиационных заводах эти стали не подвергаются, так как свойства их из-за малого содержания углерода и отсутствия легирующих элементов существенно не меняются после закалики¹.

Перечисленные стали цементируются. В этом случае термообработка после цементации (закалка+низкий отпуск) имеет цель придать мартенситную структуру и высокую твердость поверхностному слою. Механические свойства сердцевины после этой обработки не изменяются и сохраняют примерно те же значения, какие указаны в табл. 31.

Ввиду невысокой прочности эти стали применяют в цементированном виде лишь для деталей, не испытывающих сколько-нибудь значительных напряжений, но подверженных износу.

Вследствие низкого содержания углерода эти стали имеют высокую пластичность и обладают хорошей свариваемостью. Поэтому их применяют для деталей и конструкций, изготовление которых связано со сваркой, а также со штамповкой в холодном состоянии, сплющиванием, отбортовкой и другими технологическими операциями, где металл подвергается значительным пластическим деформациям.

В авиамоторостроении сталь 10 применяют для рубашек цилиндров жидкостного охлаждения и различных мелких деталей.

Более широко малоуглеродистая сталь применяется в самолетостроении, где из нее изготовляют болты, подмоторные рамы, различные сварные конструкции и узлы, а также в качестве сварочной проволоки.

В самолетостроении стремятся заменить углеродистую сталь алюминиевыми сплавами или легированными малоуглеродистыми сталями для экономии в весе, так как алюминий имеет меньший удельный вес, а легированные стали большую прочность.

Для изделий, подвергающихся глубокой штамповке, целесообразнее применять не сталь 08, а сталь 08К. Сталь 08К — кипящая сталь, не раскисленная кремнием (Si не более 0,05%). Кремний, как известно (см. фиг. 294), интенсивно упрочняет феррит, поэтому в тех случаях, когда от стали требуется повышенная пластичность, то кроме низкого содержания углерода (0,08%) содержание кремния также должно быть пониженным.

В ряде случаев из малоуглеродистых сталей изготовляют изделия путем обработки резанием. Изготавливают особые сорта сталей, обладающие хорошей обрабатываемостью, так называемые автоматные стали, отличающиеся повышенным содержанием серы и фосфора (табл. 30).

Состав автоматных сталей в %

Таблица 30

Марки стали	C	Mn	Si	S	P
A12	0,08—0,16	0,6—0,9	0,15—0,35	0,08—0,15	0,08—0,15
A15	0,10—0,20	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,15	<0,06
A20	0,15—0,25	0,6—0,9	0,15—0,35	0,08—0,15	<0,06
A30	0,25—0,35	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,15	<0,06

¹ Нужно лишь отметить, что следует избегать отжига этих сталей, так как при медленном охлаждении третичный цементит (или цементит перлита) имеет склонность выделяться по границам зерен феррита, что ведет к снижению вязкости.

Наличие серы и фосфора создает так называемую обработочную хрупкость, вследствие чего стружка получается ломкой. Однако легкая обрабатываемость является следствием плохих пластических свойств стали. В авиастроении автоматные стали не имеют широкого распространения, в других же отраслях промышленности их применяют достаточно широко.

§ 4. Марганцовистые стали

Повысить прочность стали, не ухудшая ее свариваемости (не повышая содержания углерода, так как это ведет к ухудшению свариваемости), можно введением легирующих элементов в малоуглеродистую сталь. Таким элементом является марганец, эффективно повышающей прочность феррита (см. фиг. 294,а). Однако содержание марганца не должно превышать 1,5%, так как это, как видно из фиг. 294,б, ухудшает вязкость стали.

В самолетостроении вместо углеродистых сталей часто применяется марганцовистая малоуглеродистая сталь 12Г1А следующего химического состава (табл. 31).

Таблица 31

Состав и свойства стали 12Г1А

Химический состав, %					σ_B	δ_{10}
C	Mn	Si	S	P	не менее	
0,08—0,17	1,2—1,6	0,17—0,37	≤0,03	≤0,035	40 кг/мм ²	20%

Если сравнить свойства (минимально допустимые по техническим условиям) стали 12Г1А и углеродистой стали 10 с тем же содержанием углерода (табл. 29 и 31), то мы видим, что у стали 12Г1А σ_B должно быть не меньше 40 кг/мм², а у стали 10 не меньше 32 кг/мм², т. е. применение марганцовистой стали позволит увеличить расчетные напряжения, что вызовет облегчение веса конструкции. Из стали 12Г1А изготовляют сварные и штамповочные детали, узлы, косынки, иногда подмоторные рамы, фюзеляжи, если конструктору для данного случая применения не требуется более высокой прочности, чем та, которую имеет сталь 12Г1А.

Механические свойства стали 12Г1А изменяются под воздействием термической обработки. Выше указывалось, что твердость феррита, легированного марганцем, повышается после быстрого охлаждения из области аустенита. Это вместе с тем вызывает и снижение пластичности, что надо учитывать при производстве сварных конструкций из стали 12Г1А, так как возможно подкаливание стали вокруг сварного шва, чего не наблюдается при сварке чистых углеродистых сталей¹.

§ 5. Хромистые стали

Хром, как и марганец,—недефицитная легирующая присадка, поэтому малоуглеродистая хромистая сталь является дешевой легированной сталью (табл. 32).

¹ Для цементируемых изделий марганцовистые стали не применяются из-за склонности этих сталей к крупнозернистости (марганец повышает склонность аустенитного зерна к росту).

Таблица 32

Состав и свойства стали 15ХА

Химический состав, %				Механические свойства, не менее					
C	Si	Mn	Cr	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кг/см ²	H_R
<0,17	0,17—0,37	0,3—0,6	0,7—1,0	40	40	15	45	9	170—302

Положительное влияние хрома заключается главным образом в том, что он понижает критическую скорость закалки. Поэтому в отличие от углеродистых цементированных изделий цементированные изделия из хромистых сталей для получения в цементированном слое мартенситной структуры и высокой твердости закалывают в масле (в воде закалывают детали относительно крупных сечений). Это уменьшает деформацию изделий, что весьма важно для этого рода деталей, в особенности таких, как шестерни. С другой стороны, хромистый феррит упрочняется при закалке (фиг. 295) и сердцевина изделия после термообработки, следовательно, также упрочняется.

Предел прочности при этом повышается с 35—40 кг/мм² (в отожженной стали) до 60—65 кг/мм², что позволяет применять хромистые стали для деталей, воспринимающих большую нагрузку. Обычная термическая обработка стали 15ХА — цементация при 900—920°. Время цементации зависит от заданной глубины цементированного слоя. Закалка производится с температуры 890—910°, обычно в масле и затем дается отпуск, не превышающий 200°, для уменьшения внутренних напряжений и сохраняющий высокую поверхностную твердость в пределах 58—62 R_c.

Сталь 15ХА применяется для изготовления цементированных изделий небольших размеров (мелкие шестерни, валики, ролики и т. д.); сталью 15ХА иногда заменяют более дорогие хромоникелевые цементруемые стали.

§ 6. Никелевые стали

Никель повышает прочность и вязкость феррита (см. выше, фиг. 294, а и б), поэтому им легируют малоуглеродистые стали, чтобы повысить общий комплекс механических свойств. Однако никель является дефицитным металлом, и поскольку чисто никелевые стали уступают хромоникелевым, то применение никелевых сталей ограничено.

В авиастроении применяются две марки никелевой цементруемой стали, обе с 5% Ni. Состав, условия термической обработки и свойства этих сталей приведены в табл. 33.

Предварительная термическая обработка этих сталей заключается в нормализации с 860—880°, иногда с последующим отпуском при высокой температуре.

Большое содержание Ni позволяет применять эти стали, особенно сталь 21Н5А, для массивных изделий.

Обе марки никелевых сталей (табл. 33) применяются для цементруемых деталей. Присутствие Ni в стали обеспечивает после цементации, проводимой при 900—920°, равномерное изменение концентрации углерода в цементированном слое и отсутствие избыточных карбидов в цементированной зоне в виде сетки.

§ 7. Хромоникелевые стали

Для наиболее ответственных случаев изготовления цементированных изделий применяются хромоникелевые или более сложные по составу стали. Малоуглеродистые хромоникелевые стали широко применяются в авиамоторостроении. Эти стали как по однородности механических свойств в больших сечениях, так и по высокому сочетанию крепости и вязкости значительно превосходят хромистые и никелевые стали.

Марки хромоникелевых сталей, применяемые в настоящее время в моторостроении для цементруемых деталей, приведены в табл. 34.

Все марки стали, приведенные в табл. 34, содержат одинаковое количество углерода и примесей (Mn, Si) и отличаются содержанием Ni и Cr, что и создает разницу в механических свойствах.

Менее других легированная сталь 12Н2А имеет относительно небольшое применение. Наибольшее распространение имеют последние две марки, особенно сталь 12ХН3А.

В качестве предварительной термической обработки, производимой обычно на металлургических заводах, применяется нормализация при 880—920° для 13Н2А и 840—880° для 12ХН3А и 12Х2Н4А, или нормализация и отпуск при высокой температуре. Такая обработка создает благоприятную исходную структуру и придает твердость,

Таблица 33

Состав, свойства и техническая обработка никелевых цементруемых сталей

Марка стали	Химический состав, %				Термическая обработка	Механические свойства					Н _D , дотп
	C	Mn	Si	Ni		σ _B , кг/мм ²	δ ₅ , %	ψ, %	α _k , кг/см ²	Н _D , дотп	
13Н5А	0,1—0,17	0,60	0,17—0,37	4,5—5,0	Закалка с 760—800° в масле, отпуск 150—170° То же	95	11	55	10	3,65—3,20	
21Н5А	0,18—0,25	0,60	0,17—0,37	4,5—5,0		120	9	40	5	3,20—2,90	

Таблица 34

Состав хромоникелевых цементруемых сталей

Марки стали	Химический состав, %						
	ОСТ	НКАП	C	Mn	Si	Ni	Cr
13Н2А	ЦК Х1Н 7330		0,10—0,16	0,25—0,55	0,17—0,37	1,70—2,30	0,20—0,50
12ХН3А			0,10—0,16	0,25—0,55	0,17—0,37	2,75—3,25	0,60—0,90
12Х2Н4А			0,10—0,16	0,25—0,55	0,17—0,37	3,25—3,75	1,25—1,75

обеспечивающую удовлетворительную обрабатываемость режущим инструментом. Средние механические свойства для указанных марок сталей в состоянии поставки приведены в табл. 35.

Таблица 35

Свойства хромоникелевых сталей в состоянии поставки

Марки стали	Механические свойства					
	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²	H_B ($d_{отп}$)
13Н2А	40	25	20	60	15	5,3—4,2
12ХН3А	50	30	20	60	14	4,8—4,0
12Х2Н4А	55	36	20	60	13	4,4—3,8

Сочетание никеля и хрома отражается особенно благоприятно на свойствах сталей после термической обработки.

Механические свойства, гарантируемые поставщиками хромоникелевых сталей после термической обработки, приведены в табл. 36.

Таблица 36

Свойства хромоникелевых сталей после термической обработки

Марка стали	Условия термической обработки	Механические свойства					
		σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²	H_B ($d_{отп}$)
13Н2А	Закалка с 760—800° (масло) Отпуск 150—170°	60	40	15	50	11	4,5—3,5
12ХН3А	Закалка с 860° (масло) Закалка с 760—810° (масло) Отпуск 150—170°	95	70	12	55	12	3,65—3,15
12Х2Н4А	Закалка с 760—800° Отпуск 150—170°	100	85	12	55	10	3,55—3,15

Применявшаяся ранее после цементации двойная закалка — первая (с 860°) для измельчения структуры сердцевинки и уничтожения цементитной сетки и вторая (с 800°) для исправления перегрева в цементированном слое, вызываемого первой закалкой, в настоящее время вытесняется одинарной обработкой (закалкой с 860°).

Возможность замены двойной закалки одинарной объясняется тем, что стали, содержащие хром и никель, особенно при выплавке этих сталей с малой величиной зерна, не склонны к перегреву, а при правильном режиме цементации цементитная сетка также не образуется.

Условия цементации зависят от марки стали и требуемой глубины и концентрации углерода в слое, величина которых определяется условиями работы детали.

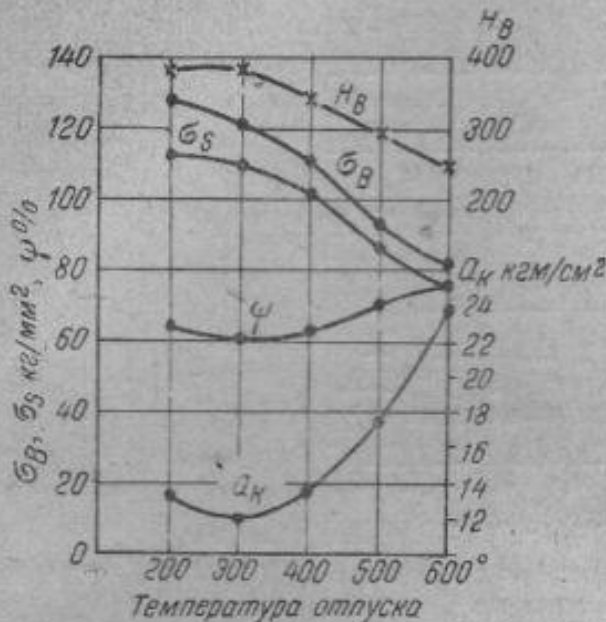
Сталь 13Н2А обычно цементуется при 900—925°. При этой температуре за 12—14 час. можно получить глубину слоя около 2 мм.

Некоторые детали из сталей 12ХН3А и 12Х2Н4А, которые не испытывают значительного давления, подвергаются цианированию.

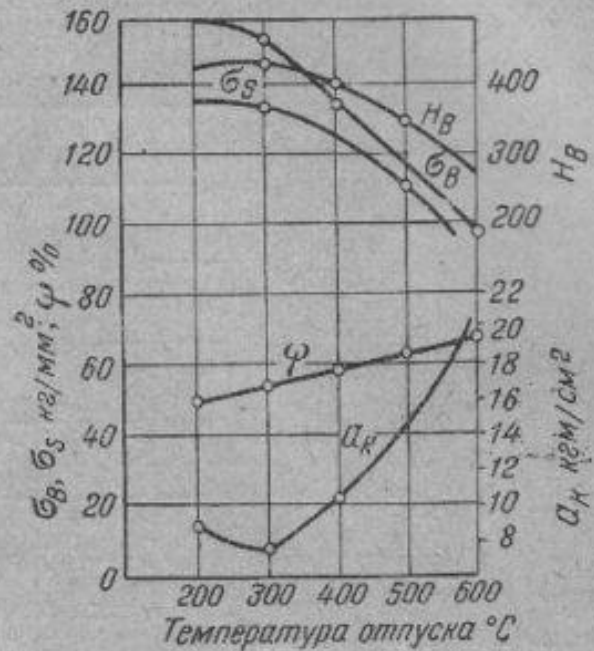
Цементированные детали из сталей перечисленных марок отпускают при температуре не выше 150—170°, так как отпуск при более высокой температуре вызывает существенную потерю твердости. Детали, от которых требуется высокая поверхностная твердость, отпускаются при температуре не выше 130°.

Цементация стали, а также последующая термическая обработка, так же, как неодинаковый химический состав в поверхностных и внутренних слоях изделия, приводит к возникновению больших напряжений и короблению, особенно деталей сложной конфигурации.

Наибольшее значение имеют стали 12ХН3А и 12Х2Н4А. Влияние отпуска на свойства этих сталей после закалки с 900° приведено на фиг. 326 и 327. Наряду с хорошей прочностью сталь 12ХН3А после закалки и отпуска при низких температурах имеет отличную вязкость и пластичность. При $\delta_B = 120-130 \text{ кг/мм}^2$ a_k больше 12 кгм/см^2 .



Фиг. 326. Механические свойства стали 12ХН3А в зависимости от температуры отпуска.



Фиг. 327. Механические свойства стали 12Х2Н4А в зависимости от температуры отпуска.

Статистические данные показывают, что при ударной вязкости у стали 12ХН3А больше 12 кгм/см^2 , а у стали 12Х2Н4А больше 10 кгм/мм^2 сопротивление разрыву соответственно колеблется обычно в пределах 95—115 кг/мм^2 у первой стали и 100—120 кг/мм^2 у второй. Технические условия и нормы механических свойств для расчета указывают на более низкие значения этих свойств (см. табл. 36). Хромоникелевые стали мало склонны к перегреву. Повышение температуры закалки до 1000° обычно не уменьшает вязкости стали.

Малоуглеродистые хромоникелевые стали отличаются однородными механическими свойствами в изделиях, имеющих значительные сечения (особенно марка 12Х2Н4А, содержащая больше других марок этой группы никеля и хрома).

Механические свойства стали зависят также от условий ее приготовления. До последнего времени хромоникелевые стали для авиамоторостроения выплавляли исключительно в электропечах. Во время войны эти стали частично изготовлялись в мартеновских печах. Сравнение свойств сталей, изготовленных разными способами, показывает, что при одинаковом приблизительно сопротивлении разрыву ударная вязкость электрометалла выше. Это иллюстрируется средними данными контрольных испытаний на одном из металлургических заводов (табл. 37).

При совершенной выплавке и разливке мартеновская сталь может мало отличаться по свойствам от электростали.

Таблица 37

Сравнение свойств цементируемых хромоникелевых сталей, выплавленных в электропечи или в мартеновской печи

Марки стали	Электросталь		Мартеновская сталь	
	σ_B кг/мм ²	a_k кгм/см ²	σ_B кг/мм ²	a_k кгм/см ²
13Н2А (ЦК)	85	22	84	16
12ХН3А (ХН)	99	17,5	103	13,5
12Х2Н4А (7330)	115	16	120	11

Высокие механические свойства стали после термической обработки могут быть сведены на-нет в случае неправильной конструкции детали. Наличие в изделии острых надрезов, резких переходов от одного сечения к другому, неблагоприятное соотношение между размерами отдельных частей детали может значительно понизить эксплуатационную прочность детали, особенно имеющей высокую крепость.

Большое значение для прочности изделия имеет состояние его поверхности. Как видно из фиг. 328, увеличение предела прочности с 60 до 160 кг/мм² сопровождается почти равномерным повышением предела выносливости при изгибе полированного образца из хромоникелевой стали, тогда как при изгибе надрезанного образца предел выносливости увеличивается при этом весьма незначительно (иногда наблюдается даже некоторое уменьшение его).



Фиг. 328. Предел выносливости полированного и надрезанного образца из хромоникелевой стали при разной прочности.

Применение стали 13Н2А ограничивается относительно небольшим числом более мелких цементируемых изделий: для наконечников клапанов и тяг, роликов, распределительных валиков и т. д.

Сталь 12ХН3А является наиболее распространенной цементируемой маркой; она применяется для всевозможных шестерен, поршневых пальцев, распределительных и других валиков, регулировочных винтов и др.

Более крупные цементируемые изделия, испытывающие большие удельные давления, изготовляют из стали 12Х2Н4А (ответственные шестерни — сателлит редуктора, двойная шестерня распределения, шестерня эластичной передачи и др., а также различные валики, пальцы поршня и т. п.).

§ 8. Хромоникельвольфрамовые стали

Увеличение механических свойств, главным образом крепости, достигается при данном содержании углерода одновременным повышением хрома и никеля, причем соотношение этих элементов примерно соответствует $\frac{Cr}{Ni} = \frac{1}{3}$. Из приведенных трех составов сталь 12Х2Н4А, содержащая 1,5% Cr и 4% Ni, обладает наиболее высокими механическими свойствами. Дальнейшее увеличение содержания никеля и хрома поведет к сильному снижению вязкости.

Улучшить механические свойства сталей, легированных хромом и никелем, можно введением новых легирующих элементов, являющихся

сильными карбидообразователями: вольфрамом, молибденом, реже ванадием или титаном.

Для наиболее ответственных деталей применяется хромоникельвольфрамовая или хромоникельмолибденовая сталь, обладающая наиболее высоким комплексом механических свойств. Этим объясняется широкое распространение этой стали в авиастроении, главным образом в моторостроении.

Состав хромоникельвольфрамовой (молибденовой) стали 18ХНВА приведен в табл. 38.

Таблица 38

Состав стали 18ХНВА

Марка стали		Химический состав, %					
ГОСТ	НКАП	C	Mn	Si	Cr	Ni	
18ХНВА	53А1	0,14—0,21	0,25—0,55	0,17—0,37	1,35—1,65	4,0—4,5	0,8—1,2% W или 0,25—0,45% Mo

Сталь 18ХНВА можно изготовлять как с вольфрамом, так и с молибденом (в последнем случае ее правильнее обозначить через 18ХНМА). Однако практически никакой разницы, легирована ли сталь вольфрамом или молибденом, в свойствах и в технологии нет, поэтому нет необходимости различать их.

Все, что ниже будет сказано о стали 18ХНВА с вольфрамом, полностью относится и к стали с молибденом (18ХНМА).

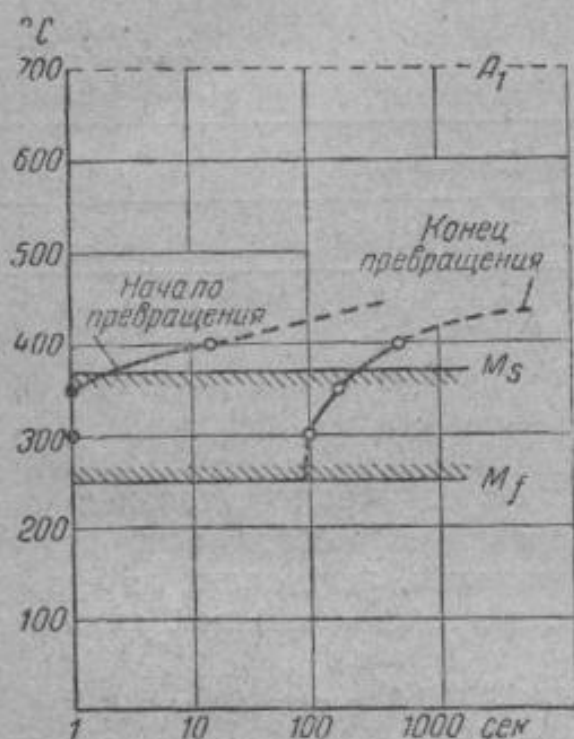
Сталь 18ХНВА ввиду низкого содержания углерода применяется для цементации, но благодаря высоким механическим свойствам эта сталь широко применяется и в нецементированном виде.

Благодаря высокому содержанию карбидообразующих элементов и малому содержанию углерода в этой стали, карбидной фазой является не цементит, а хромистый карбид (типа $Cr_{23}C_6$). Это обстоятельство обеспечивает высокую устойчивость стали против отпуска, и сталь 18ХНВА можно применять не только в низкоотпущенном состоянии, но и после отпуска при высокой температуре, т. е. она иногда термически обрабатывается не как малоуглеродистая конструкционная сталь, а как среднеуглеродистая, улучшаемая сталь. Сталь 18ХНВА имеет особую диаграмму изотермического распада аустенита (на что указывалось уже выше, см. стр. 333), характерную тем, что отсутствует зона перлитного распада. Диаграмма изотермического распада аустенита в стали 18ХНВА приведена на фиг. 329.

Из диаграммы видно, что критическая точка A_1 лежит при 700° и A_2 при 800° (понижение, по сравнению с углеродистой сталью, критических точек является следствием высокого содержания Ni в этой стали). Перлитно-трооститный распад (при $500—700^\circ$) в этой стали отсутствует, и аустенит превращается или в бэйнит (в районе температур $450—300^\circ$) изотермически или, при непрерывном охлаждении, превращается в мартенсит. Температурный интервал мартенситного

превращения находится приблизительно в следующих пределах: начало (точка M_s) 370° , конец (точка M_f) 250° . Окончание мартенситного превращения при температуре выше 0° приводит к тому, что сталь в закаленном состоянии имеет небольшой процент остаточного аустенита (около 2—4%).

Диаграмма изотермического превращения в стали 18ХНВА показывает, что эта сталь не может быть отожжена, так как аустенит в перлитобразные структуры не превращается. Поэтому единственной смягчающей обработкой этой стали является отпуск «под критическую точку» на температуру $660 \pm 10^\circ$.



Фиг. 329. Диаграмма изотермического распада аустенита стали 18ХНВА (Гуляев и Дьяконова).

Поэтому замедление охлаждения в интервале $400\text{—}200^\circ$ может вредно отразиться на окончательно получаемых механических свойствах.

Скорость бэйнитового превращения возрастает по мере уменьшения содержания углерода. Поэтому при содержании углерода в стали 18ХНВА на нижнем пределе иногда приходится применять закалку в масле (в этом случае целесообразнее применять отпуск при $550\text{—}600^\circ$, а не при $150\text{—}200^\circ$).

Как указывалось, смягчающей термической обработкой этой стали является отпуск при высокой температуре после нормализации (вернее, воздушной закалки). Обычно это производится на заводе-поставщике послековки (штамповки) деталей или прокатки сорта по режиму: воздушная закалка от 950° , отпуск при $650\text{—}680^\circ$.

Структура стали в состоянии поставки — сорбит (с неравномерным распределением углерода) приводится на фиг. 330.

Получаемые при этом свойства (гарантируемые) следующие (табл. 39).

Чем выше содержание углерода в стали, тем медленнее разупрочнение и труднее добиться отпуском надлежащего смягчения и хорошей обрабатываемости.

Сталь 18ХНВА обладает весьма высокими механическими свойствами. Из известных сталей только хромоникельвольфрамовые (молибденовые) стали дают при пределе прочности в среднем около 120 кг/мм^2 ударную вязкость не ниже 12 кгм/см^2 (а обычно около

Отсутствие на диаграмме области трооститного распада аустенита ведет к тому, что при любом способе охлаждения (даже очень медленном) и практически в любом сечении аустенит переохлаждается до мартенситного или бэйнитного интервала.

Поэтому сталь 18ХНВА прокаливается на полную глубину в любом сечении и она должна быть отнесена к сталям мартенситного класса.

По этой причине сталь обычно закаливается не в масле. Достаточно скорым охлаждением, даже для таких массивных изделий, как коленчатый вал или вал редуктора авиамотора, является охлаждение на воздухе.

Следует, однако, отметить, что частичное превращение в бэйнит ведет после отпуска к получению худших механических свойств по сравнению с тем, когда аустенит в основном при закалке превращается в мартенсит.

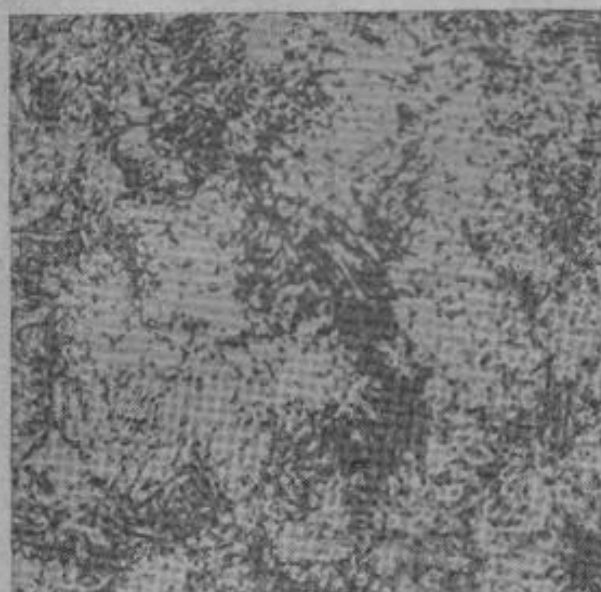
Таблица 39

Свойства стали 18ХНВА в состоянии поставки

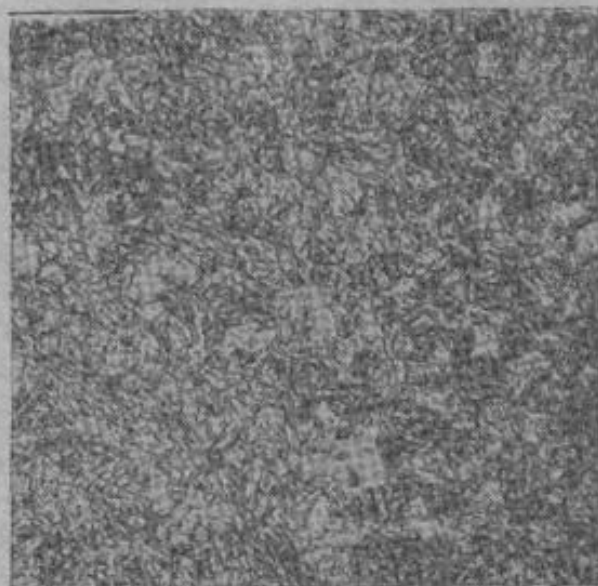
Механические свойства, не менее

σ_B , кг/мм ²	σ_S , кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_K , кгм/см ²	H_B ($d_{отп}$)
75	55	16	50	24	3,7—4,3 263-197

16 кгм/см²). Это сочетание вязкости и прочности создает уверенность в надежности детали в эксплуатации, и сталь 18ХНВА является одной из основных марок отечественного авиационного моторостроения.



Фиг. 330. Структура стали 18ХНВА в состоянии поставки. $\times 500$.



Фиг. 331. Структура стали 18ХНВА после закалки и отпуска при низкой температуре. $\times 500$.

Структура стали 18ХНВА после такой термообработки, т. е. после закалки и отпуска при низкой температуре — малоуглеродистый мартенсит, приведена на фиг. 331.

Малое содержание в стали углерода ведет к сильной дендритной ликвации, а после ковки — к резко выраженной волокнистости. Поэтому механические свойства вдоль волокна лучше (в особенности ударная вязкость), чем поперек. Это необходимо учитывать при оценке качества стали по ее механическим свойствам. При конструировании деталей надо стремиться, чтобы основные усилия были направлены вдоль волокна.

В табл. 40 приводятся данные механических свойств, которым должна удовлетворять сталь 18ХНВА в термически обработанном состоянии при высоком и низком отпуске.

Приведенные в таблице свойства являются минимальными, которые должна иметь сталь в любой детали.

Механические свойства стали 18ХНВА

Термическая обработка	Механические свойства, не менее					
	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кг.м/см ²	H_B ($d_{отп}$)
Закалка на 860° на воздухе Отпуск при 170°	115	85	11	50	12	3,1—3,35
Закалка на 860° в масле Отпуск при 550°	110	80	12	50	12	3,1—3,4

Сравнение свойств стали 18ХНВА в состоянии отпуска при низкой и высокой температурах показывает, что отпуск при высокой температуре немного снижает прочность стали (σ_B , H_B), не изменяя ее вязкости и пластичности (a_k , ψ), поэтому в низкоотпущенном состоянии сталь 18ХНВА имеет лучшее сочетание вязкости и прочности и главным образом она применяется после отпуска при низкой температуре¹.

Свойства стали 18ХНВА в зависимости от температуры отпуска изменяются, как показано на фиг. 332.

Надо отметить, что при 300—400° ударная вязкость ухудшается и, следовательно, этого района температур отпуска следует избегать при термической обработке.

Скорость охлаждения при отпуске, столь существенно влияющая на ударную вязкость хромоникелевой стали (подробнее см. ниже), не отражается на ударной вязкости и других свойствах стали 18ХНВА. Это следует приписать влиянию присадки вольфрама или молибдена.

Эта сталь нечувствительна также к перегреву. Повышение температуры закалки до 950° (вместо нормальной 860°) не ухудшает механических свойств.

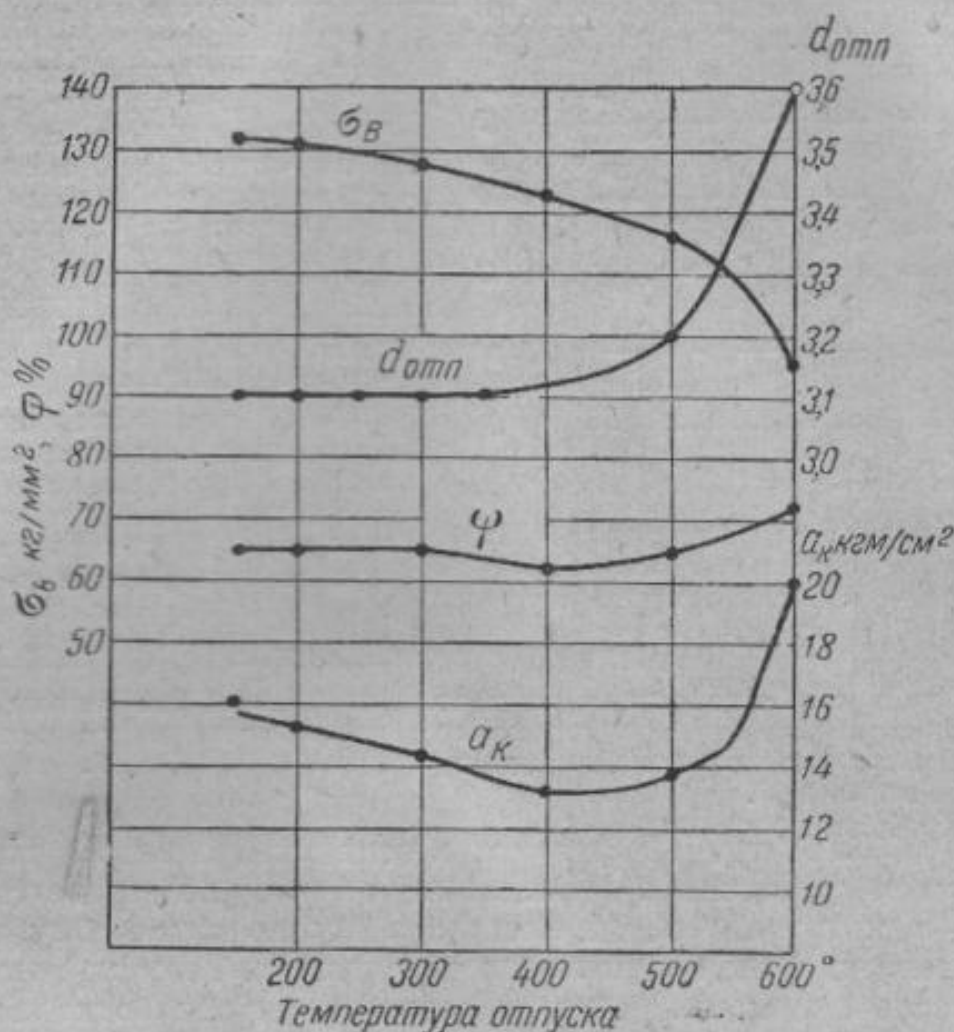
Порог хрупкости для стали 18ХНВА наступает при более низких температурах по сравнению с другими легированными марками стали. Если при комнатной температуре вязкость Cr—Mo и Cr—Ni—W сталей практически одинакова, то при —80° вязкость первой в два раза меньше.

¹ Какой отпуск целесообразнее применять для стали 18ХНВА — при высокой или при низкой температуре, нельзя считать окончательно выясненным.

Дело в том, что после отпуска при низкой температуре предел упругости имеет низкое значение (около 40 кг/мм²) и повышается после отпуска при высокой температуре.

Повидимому, отпуск при низкой температуре и сохранение структуры малоуглеродистого мартенсита и внутренних напряжений отрицательно сказывается на значении предела упругости. При отпуске при высокой температуре, когда мартенсит превращается в сорбит и внутренние напряжения снимаются, величина предела упругости, несмотря на некоторое снижение предела прочности, повышается.

Благодаря сквозной прокаливаемости свойства стали 18ХНВА не зависят от сечения изделия, в котором оно подвергалось термической обработке.



Фиг. 332. Механические свойства стали 18ХНВА в зависимости от температуры отпуска.

Табл. 41 показывает свойства стали 18ХНВА в сечении $\phi 25$ и 50 мм. Если свойства стали при содержании углерода на нижнем пределе несколько хуже в сечении 50 мм, чем в сечении 25 мм (вследствие более быстрого бэйзитового превращения), то при содержании углерода на верхнем пределе эта разница совсем не сказывается.

Таблица 41
Свойства стали 18ХНВА в сечении $\phi 25$ и 50 мм

Термическая обработка	Свойства	0,14% C; 4,41% Ni 1,46% C; 1,05% W		0,22% C; 4,5% Ni 1,40% Cr; 0,90% W	
		$\phi 25$	$\phi 50$	$\phi 25$	$\phi 50$
Закалка 950° на воздухе	σ_B , кг/мм²	126,5	121,5	143	149
Закалка 850° на воздухе	σ_s , кг/мм²	101,5	95	111	143
Отпуск 170°	ψ , %	63	65	58,4	60
	α_k , кгм/см²	13,2	14,4	10,4	10,4
	H_B , ($d_{отпн}$)	356	342	394	429

Механические свойства стали 18ХНВА могут колебаться в зависимости от соотношения содержащихся элементов. Больше других элементов, присутствующих в стали, оказывает влияние углерод. При содержании углерода на нижнем пределе сталь после отпуска при низкой температуре имеет пониженную прочность, особенно снижен предел текучести и пропорциональности. При содержании углерода на верхнем пределе сильно повышается твердость — до 3,00 мм ($d_{\text{всп}}$), затрудняющая механическую обработку ее, а ударная вязкость падает.

Влияние углерода в пределах от 0,15 до 0,21% на свойства стали после отпуска при высокой температуре показано на фиг. 333.

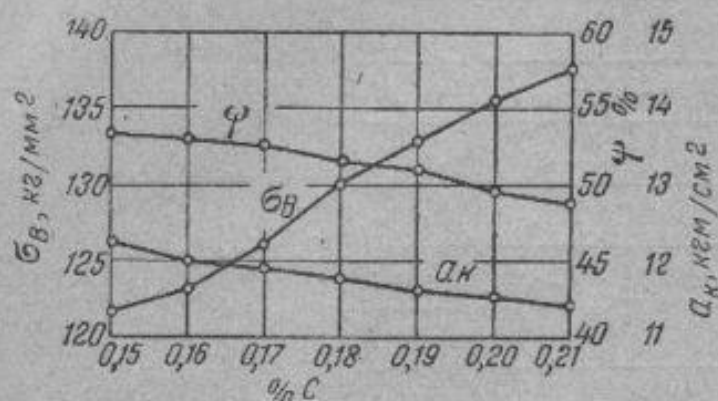
Уменьшение содержания никеля в стали ниже 4,0% (нижний предел) в случае закалки на воздухе сопровождается уменьшением крепости.

До последнего времени сталь 18ХНВА для нужд авиастроения выплавляли исключительно в электропечах. В военное время некоторое применение имела также мартеновская сталь. Последняя, мало отличающаяся от электростали по прочности, имеет более низкую (до 20%) пластичность и вязкость, особенно при испытании в поперечном направлении.

Разница в свойствах электро- и мартеновской стали тем меньше, чем тщательней производится выплавка в мартеновских печах; мартеновский металл обычно имеет менее совершенное строение, чем электрометалл, и больше загрязнен (неметаллические включения).

Сталь 18ХНВА применяется как в нецементированном, так и в цементированном состоянии в зависимости от того, подвергается изделие истиранию в работе или нет. Цементация производится обычным путем (на современных моторных заводах применяется газовая цементация). Так как после цементации следует термическая обработка и сложные по конфигурации детали коробятся, то при цементации обычно дают большой припуск на шлифовку и поэтому глубина цементации часто доходит до 4 мм с расчетом, чтобы после окончательной механической обработки цементированный слой был равен 1,5—2,0 мм. Для повышения скорости диффузии углерода температуру цементации повышают до 950°, и это повышение температуры неопасно, так как сталь нечувствительна к перегреву.

Большое содержание легирующих элементов в стали 18ХНВА ведет к тому, что после цементации в насыщенном углеродом слое сохраняется большой процент остаточного аустенита, а это часто снижает твердость на поверхности ниже допустимого предела (58—62 R_c). Аналогичное явление наблюдается и в хромоникелевых сталях 12ХН3А; 12Х2Н4А. Радикальным средством для устранения излишнего количества аустенита в цементированном слое является обработка холодом. Для этого изделия после закалки охлаждают до отрицательных температур, что вызывает превращение аустенита в мартенсит в поверхностном слое и повышение твердости. Свойства сердцевины (содержащей малый процент углерода) при этом не изменяются. Как мы видели, конец мартенситного превращения в стали 18ХНВА (при $C=0,14-0,21\%$) лежит при +250° (фиг. 329) и, следовательно, охлаждение до отрицательных температур не может изменить количества аустенита в сердцевине, тогда как в высокоуглеродистой цементированной поверхности точка M_s лежит ниже 0°.



Фиг. 333. Механические свойства стали 18ХНВА после закалки и отпуска при высокой температуре в зависимости от содержания углерода.

Для повышения сопротивления усталости в последнее время применяется азотирование этой стали. Благодаря азотированию изделия из высокопрочной стали становятся менее чувствительны к поверхностным дефектам и концентрации напряжений.

Сталь 18ХНВА применяется для наиболее ответственных и тяжело нагруженных деталей авиационного мотора — коленчатого вала, валов редуктора, главных и прицепных шатунов, шестерен, ответственных силовых шпилек и болтов.

§ 9. Новые малолегированные низкоуглеродистые стали

В технике широко применяются легированные конструкционные стали и, как мы видели выше, многие из них содержат дефицитные легирующие элементы — никель, молибден, вольфрам и др. Естественно, что замена сталей, содержащих дефицитные элементы, на стали, не содержащие их или содержащие их в меньшем количестве, является важнейшей задачей металловедения.

Над этим вопросом работают многие металловеды в Советском Союзе, но наиболее важные работы в этом направлении были сделаны Н. А. Минкевичем и продолжаются сейчас его многочисленными учениками и последователями.

Н. А. Минкевич разработал ряд марок малолегированных сталей не только конструкционных, но и инструментальных и специального назначения.

Несмотря на широкое применение стали 18ХНВА и ее высокие механические свойства, нельзя все же считать состав этой стали оптимальным. Эта сталь содержит высокий процент дефицитных легирующих присадок (Ni и W). Последние исследования показали, что и при меньшем содержании легирующих элементов другие композиции сталей с несколькими легирующими элементами имеют столь же высокий комплекс механических свойств.

Были разработаны стали с другим сочетанием хрома, никеля и молибдена (сталь ЭИ355) и с хромом, марганцем и титаном (сталь ЭИ274), обладающие механическими свойствами, близкими к свойствам стали 18ХНВА. Однако широкое применение этих сталей еще ограничено.

Сталь ЭИ274 имеет марочный состав, приведенный в табл. 42.



Николай Анатольевич Минкевич
(1883—1942)

Таблица 42

Состав стали ЭИ274 (в %)

C	Mn	Si	Cr	Ti
0,13—0,18	1,4—1,7	0,17—0,37	1,5—1,8	0,06—0,12

Сталь ЭИ274 обычно подвергают цементации, но ввиду ее высоких механических свойств ее можно использовать для высокопрочных деталей, не подвергаемых цементации. Табл. 43 показывает, что механические свойства стали ЭИ274 очень высоки и мало уступают стали 18ХНВА (см. табл. 43).

Механические свойства стали ЭИ274

Таблица 43

Термическая обработка	Механические свойства					
	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²	H_V
Закалка от 920°, отпуск при 170°	115	95	13	50	11	331—338
Закалка от 850°+закалка от 780—820°, отпуск при 170°	105	80	13	55	12	311—363

В отличие от стали 18ХНВА сталь ЭИ274 закаливают не на воздухе, а только в масле, что является ее существенным, по сравнению со сталью 18ХНВА, недостатком.

Сталь ЭИ274 отпускают только при низкой температуре. Отпуск при высокой температуре снижает прочность и не увеличивает существенно вязкости.

Механические свойства стали ЭИ274 в зависимости от температуры отпуска показаны на фиг. 334.

Несмотря на высокое содержание марганца, сталь ЭИ274 нечувствительна к перегреву, что, очевидно, объясняется наличием в этой стали присадки титана.

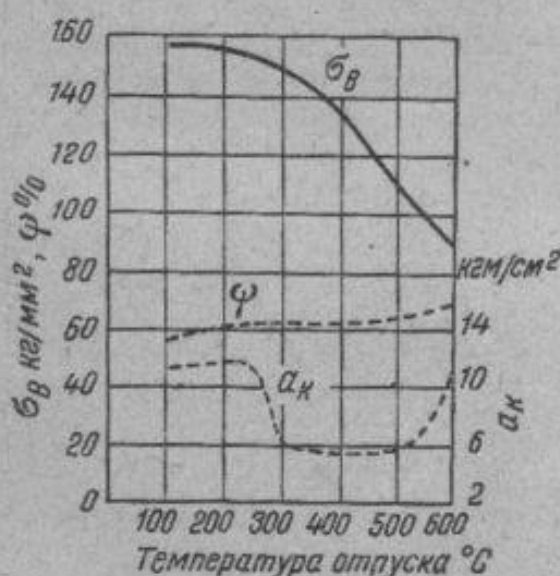
В термически обработанном виде сталь плохо обрабатывается режущим инструментом, в особенности при содержании углерода на верхнем пределе.

В этих случаях умышленно идут на более низкие механические свойства, для чего применяют в качестве термообработки отпуск при высокой температуре с кратковременной выдержкой или двойную закалку (2-я закалка ниже A_{c3}).

Изменение содержания углерода, даже в пределах марочного анализа, сильно отражается не только на обрабатываемости стали, но и на всех механических свойствах. При большем содержании углерода прочность повышается, а вязкость снижается. Влияние углерода на стали ЭИ274 сказывается сильнее, чем на стали 18ХНВА, вероятно, потому, что в стали ЭИ274 все легирующие элементы являются карбидообразователями, тогда как в стали 18ХНВА основной легирующий элемент — никель — карбидов не образует.

Сталь ЭИ274 рекомендуется применять вместо хромоникелевых и хромоникельвольфрамовых сталей 12ХНЗА, 12Х2Н4А и 18ХНВА.

Хромоникельмолибденовая сталь ЭИ355 содержит те же элемен-



Фиг. 334. Механические свойства стали ЭИ274 в зависимости от температуры отпуска (Конторович и Бокштейн).

ты, что и сталь 18ХНВА; в меньшем количестве в ней содержатся дефицитные элементы — никель и молибден, зато увеличено содержание недефицитных элементов марганца и хрома (табл. 44).

Таблица 44

Состав стали ЭИ355 (в %)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V
0,15—0,20	0,6—0,9	0,15—0,35	1,8—2,2	2,2—2,6	0,2—0,3	0,1

Эта сталь, так же как и сталь 18ХНВА, закаливается на воздухе. После закалки и отпуска при 170° она обладает такими же механическими свойствами, как и сталь 18ХНВА (табл. 45).

Таблица 45

Механические свойства стали ЭИ355

Термическая обработка	Механические свойства					
	σ_B кг/мм ²	σ_0 кг/мм ²	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	a_k кгм/см ²	HВ
Закалка от 850° на воздухе, отпуск при 170°	120	90	10	45	10	352—401

Как по составу, так и по технологическим характеристикам сталь ЭИ355 ближе к стали 18ХНВА, чем сталь ЭИ274.

Сталь ЭИ355 рекомендуется применять в тех же случаях, что и сталь 18ХНВА.

II. УЛУЧШАЕМЫЕ СТАЛИ

§ 10. Углеродистые стали

Из углеродистых сталей в авиастроении изготавливают мелкие детали, применяемые как без термической обработки (в состоянии поставки), так и после закалки и отпуска.

Обычно эти стали содержат от 0,2—0,5% углерода. Из углеродистых сталей с более высоким содержанием углерода делают проволоку, пружины и пр.

Составы углеродистых сталей, применяемых в авиастроении, и их механические свойства в состоянии поставки (горячекатаные, ненагартованные прутки) приводятся в табл. 46.

Увеличение содержания углерода, естественно, ведет к повышению прочности и к снижению пластичности. Поэтому в тех случаях, когда требуются высокие пластические свойства, необходимо применять сталь с более низким содержанием углерода.

При наибольшем содержании углерода (сталь 45) предел текучести равняется 32 кг/мм². Если эта величина является достаточной, то можно применить сталь без термической обработки. Чтобы уменьшить вес и сечение детали, необходимо иметь более прочную сталь, допускающую более высокие напряжения. Для этого сталь подвергают термической обработке. Чем больше содержится углерода в углероди-

Таблица 46

Состав и свойства углеродистых сталей

Марка стали	Содержание С, %	Механические свойства, не менее				
		σ_B , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	H_B
25	0,20—0,30	43	24	18	50	130—170
35	0,30—0,40	52	28	15	45	143—187
45	0,40—0,50	60	32	13	40	180—230

Примечание. Во всех сталях содержится: Mn 0,45—0,70%; Si 0,15—0,30%; P ≤ 0,045%; S ≤ 0,045%.

стых конструкционных сталях, тем лучше влияет на ее свойства термическая обработка. Поэтому для термически обрабатываемых деталей из указанных трех марок сталей (табл. 46) рекомендуется применять сталь 45 (или сталь 40 с содержанием углерода 0,35—0,45%). Как изменяются свойства стали с 0,4% С в зависимости от температуры отпуска, иллюстрирует диаграмма, приведенная на фиг. 209.

Приведем данные о свойствах стали 45 после закалки при четырех различных температурах отпуска (табл. 47). Эти данные относятся к образцам, которые были взяты из заготовки Ø 15. При таком сечении заготовки из углеродистой стали при термической обработке прокаливаются насквозь.

Таблица 47

Свойства стали 45 в зависимости от температуры отпуска

Термообработка				Механические свойства				
температура закалки	охлаждающая среда	температура отпуска	сечение Ø, мм	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²
850	Вода	450	15	100	85	10	40	6
850	"	500	15	85	75	12	45	8
850	"	550	15	80	65	16	50	10
850	"	600	15	75	60	25	55	12

Сравнивая данные этой таблицы и предыдущей, нетрудно увидеть, какое значительное улучшение всех свойств дает термическая обработка. Но если мы будем термически обрабатывать заготовки разных сечений, то увидим (табл. 48), как с увеличением сечения быстро будут падать механические свойства (в особенности σ_s , ψ , a_k). В заготовках Ø 50—75 мм эффект от термической обработки (сравни данные табл. 46 и 48) незначителен, и она становится нецелесообразной.

Перечисленные стали являются самыми дешевыми конструкционными сталями, так как не содержат легирующих присадок и просты

Таблица 48

Свойства стали 45 в зависимости от сечения термически обрабатываемой заготовки

Термическая обработка				Механические свойства				
темпера- тура закалки	охлаж- дающая среда	темпе- ратура отпуска	сечение Ø, мм	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²
850	Вода	550	15	80	65	16	50	10
850	"	550	30	75	55	15	45	8
850	"	550	50	70	50	15	45	7
850	"	550	75	70	45	14	40	6
850	"	550	100	70	45	13	40	5
850	"	550	200	65	40	12	40	3

в изготовлении. В малых сечениях (Ø до 15—20 мм) они обладают хорошим комплексом механических свойств.

Сталь 25 применяется в моторостроении для мелких деталей (шайбы, винты). Термической обработке не подвергается.

Такое же применение имеет без термической обработки сталь 35, из которой изготовляют болты, гайки и другие мелкие детали.

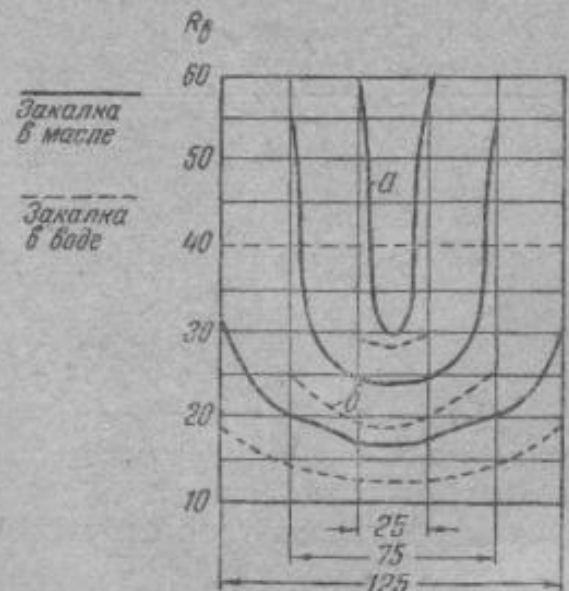
Сталь 45 применяют после закалки с отпуском при 550° для изготовления таких деталей, как болты, шпильки, заглушки.

Особенностью термической обработки углеродистых сталей является то, что в качестве закалочной среды необходимо применять воду. Более мягкая закалочная среда (например масло) недостаточно быстро охлаждает, чтобы переохладить аустенит в этих сталях до температуры мартенситного превращения и получить при последующем отпуске при 500—600° структуры сорбита отпуска.

Это затрудняет термическую обработку, так как быстрое охлаждение в воде часто вызывает различные закалочные дефекты — коробление, внутренние напряжения, трещины.

Кривые распределения твердости брусков трех сечений (Ø 25, 75, 125 мм) при закалке в воде и в масле (фиг. 335) показывают, что в углеродистой стали с 0,4% даже закалка в воде при сечении Ø 25 мм не дает равномерного распределения твердости, сердцевина не прокаливается, а при закалке в масле сталь не закалилась даже в этом сечении.

Для сечения Ø 75 при закалке в воде лишь на поверхности получается тонкий закаленный слой. Образец сечением Ø 125 мм вовсе не закалился даже в воде.



Фиг. 335. Распределение твердости по сечению закаленных брусков диаметром 25, 75 и 125 мм. Сталь 40.

Последними исследованиями было установлено, что небольшие «гомеопатические» добавки к углеродистой стали бора (оптимальное содержание бора $\sim 0,004\%$) способствуют углублению прокаливаемости (см. выше фиг. 317).

Естественно ожидать, что и было подтверждено опытами, что в малых сечениях, прокаливающихся насквозь (\varnothing до 15 мм), добавки бора не улучшают механических свойств. В более крупных сечениях (\varnothing 25—50 мм) влияние бора, углубляющего прокаливаемость, отражается на повышении механических свойств стали (см. табл. 49). Наконец, при очень крупных сечениях ($\varnothing \sim 100$ мм) влияние бора значительно не сказывается, так как даже в присутствии бора не удается прокалить такое изделие на достаточную глубину.

Считают, что присадка 0,004% бора эквивалентна в отношении прокаливаемости 1% Ni, или 0,3% Cr, или 0,1% Mo.

Таблица 49

Влияние добавки бора на свойства стали 45 (Гуляев и Гальперин)

Сталь	Термическая обработка				Механические свойства				
	температура закалики	охлаждающая среда	температура отпуска	сечение мм	σ_B , кг/мм ²	σ_S , кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k , кг.м/см ²
Сталь 45	850	Вода	550	\varnothing 50	72	45	14	57	6
Сталь 45 с бором ($\sim 0,005\%$ В)	850	.	550	\varnothing 50	82	58	15	58	6

§ 11. Хромистые стали

Добавка 1% хрома существенно повышает прокаливаемость стали, кроме того хром затрудняет процессы при отпуске и упрочняет после термообработки феррит. Это повышает механические свойства стали. Учитывая также то обстоятельство, что хром является недефицитной

Таблица 50

Состав стали 38ХА (в %)

C	Mn	Si	Cr
0,34—0,42	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1

и относительно недорогой присадкой, можно понять, почему хромистая сталь стала широко применяться в отечественном моторостроении, а также в других отраслях машиностроения.

В качестве улучшаемой хромистой стали распространена марка 38ХА состава, приведенного в табл. 50.

Особенности термообработки этой хромистой стали заключаются в следующем. Хром повышает критические точки A_{c1} , A_{c3} ¹, поэтому на-

¹ Хром повышает точку A_{c3} при содержании углерода более 0,2%; при меньшем содержании углерода и в бинарной системе железо—хром /хром снижает точку A_B .

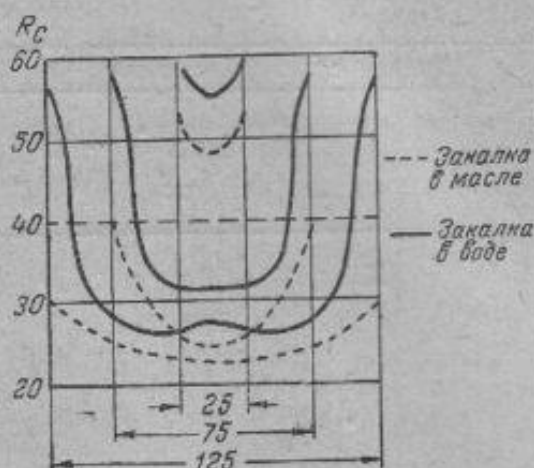
гревать под закалку хромистые стали следует до более высоких температур, чем углеродистые стали (для стали 38ХА обычная температура закалки 860°, тогда как для стали 40 — 820°).

Для изделий сечением до 30 мм охлаждение в масле является достаточным для закалки, поэтому нет необходимости пользоваться водой в качестве закалочной среды (фиг. 336). Лишь для сечений более крупных ($\varnothing > 50$ мм) следует закаливать сталь 38ХА в воде.

Сталь 38ХА чувствительна к отпускной хрупкости и поэтому ее следует быстро охлаждать после отпуска.

Нормальный режим термической обработки стали 38ХА состоит в нагреве под закалку до 860°, охлаждении в масле (лишь для крупных деталей в воде), отпуске при 550—600° с последующим охлаждением в воде или в масле.

При этом технические условия гарантируют свойства, приведенные в табл. 51, которые выше, чем свойства, получаемые у углеродистой стали даже в малых сечениях.



Фиг. 336. Распределение твердости по сечению закаленных брусков диаметром 25, 75 и 125 мм. Сталь 40Х.

Таблица 51

Свойства стали 38ХА

Термическая обработка		Механические свойства, не менее					
температура закалки	температура отпуска	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²	H_B
860	550	90	80	10	50	10	269—321

Так как эти свойства достигаются только после термической обработки (в состоянии поставки, т. е. в отожженном состоянии сталь 38ХА имеет $\sigma_B = 50$ кг/мм²; $\sigma_s = 20$ кг/мм²; $a_k = 6$ кгм/см², т. е. приблизительно такие же, как и у стали 35), то очевидно, что эту сталь следует применять только в термически обработанном виде.

С увеличением сечения механические свойства стали 38ХА снижаются, но менее интенсивно, чем у стали 45, что видно из сравнения данных табл. 52 и 48.

Получаемые свойства хромистой стали позволяют успешно применять ее вместо хромоникелевых малолегированных марок стали для изделий сечением до 30 мм в диаметре.

Сталь 38ХА применяется для изготовления цилиндров, втулок винта, шестерен, болтов, шпилек, пальцев и др.

§ 12. Хромованадиевые стали

Добавка 0,1% V к хромистой стали измельчает структуру, что положительно сказывается на пластичности стали, а также уменьшает склонность к перегреву, вследствие чего облегчается термическая обработка.

Таблица 52

Свойства стали 38ХА в зависимости от сечения термически обработанной заготовки

Термическая обработка				Механические свойства				
температура закалки	охлаждающая среда	температура отпуска	сечение мм	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²
860	Масло	580	30	90	80	15	50	10
860	Вода	580	50	85	65	15	50	8
860	"	600	80	80	55	15	50	8
860	"	600	200	65	45	15	50	6

Однако резко на механических свойствах это не сказывается, и сталь с 0,4% С, 1% Cr и 0,1% V по свойствам не отличается значительно от стали с 0,4% С и 1% Cr. Учитывая это обстоятельство, а также дефицитность ванадия, хромованадиевую сталь 40ХФА почти полностью заменяют сталью 38ХА, хотя несколько лет тому назад хромованадиевая сталь широко применялась в авиастроении.

В США, где ванадий не является дефицитным элементом, широко применяют хромованадиевую сталь, аналогичную по составу стали 40ХФА (американская марка 6140)¹.

Состав стали 40ХФА, режим термической обработки и гарантируемые свойства приводятся в табл. 53.

Таблица 53

Состав и свойства стали 40ХФА

Химический состав, %					Термическая обработка	
С	Mn	Si	Cr	V	температура закалки	температура отпуска
0,35—0,45	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	0,15—0,25	880	620

Механические свойства, не менее

σ_B , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k , кгм/см ²	H_B
90	75	10	50	9	269—321

Обычно механические свойства получаются более высокие.

Специфическое применение имеет хромованадиевая сталь с более высоким содержанием углерода (0,45—0,55), сталь 50ХФА, которая идет на изготовление клапанных пружин, т. е. особо ответственных. От

¹ В США ванадий и молибден не считаются остро дефицитными элементами, тогда как хром и марганец в США являются дефицитными.

пружин требуется большая упругость, что достигается как применением стали с более высоким содержанием углерода, так и соответствующей обработкой.

Для менее ответственных пружин применяется углеродистая сталь (50, 55, 60), марганцовистые (50Г, 50Г2) и кремнистые (50С, 50С2, 60С2) стали. Эти же стали идут на изготовление рессор и других пружинящих деталей.

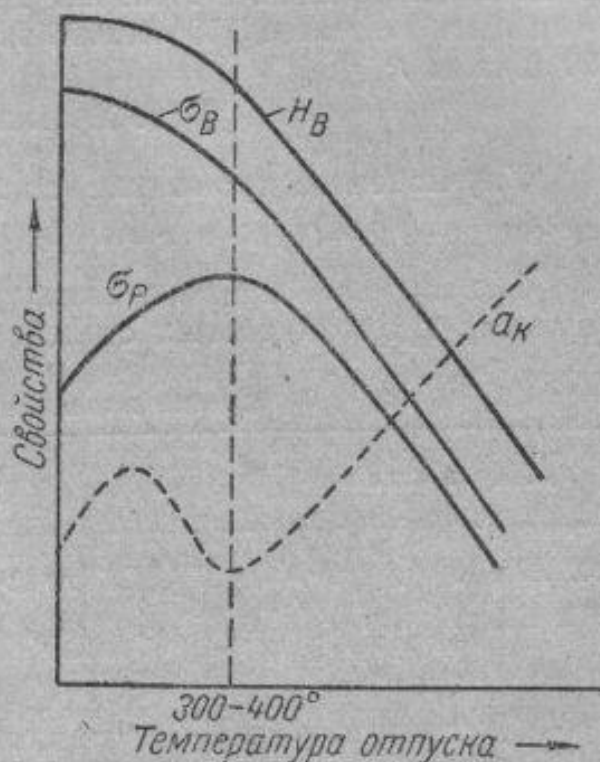
Как видно из марочных обозначений сталей, все пружинно-рессорные стали содержат 0,5—0,6% углерода. Лучшего качества пружины делаются не из углеродистых, а из сталей, легированных 1—2% Mn или Si. Особенность термообработки пружинных сталей определяется тем, что стремятся получить в стали высокое значение предела упругости или пропорциональности.

Обычное изменение свойств стали в зависимости от температуры отпуска изображается схематической диаграммой (фиг. 337). Несмотря на высокую прочность и твердость в неотпущенном состоянии, предел пропорциональности лежит низко из-за наличия внутренних напряжений. Отпуск, понижая предел прочности и твердости, повышает предел пропорциональности. При температуре около 350° напряжения в значительной степени снижаются (так как почти полностью выделился углерод из α -решетки) и устанавливается определенное соотношение между пределами прочности и пропорциональности; примерно $\frac{\sigma_p}{\sigma_B} = 0,8$. Дальнейшее повышение температуры отпуска снижает предел пропорциональности и ухудшает упругие свойства.

Поэтому отпуск при температуре ниже 350—400° для легированных сталей (300—350° для углеродистых) не только не улучшает упругости пружины (несмотря на более высокую твердость стали), но ее ухудшает.

Хотя хрупкость, которая может возникнуть в стали во время отпуска при 350—400°, обычно считается вредной, но на пружинах она отрицательно не сказывается. Пружина работает только в области упругих деформаций, а ее форма не допускает возможности образования концентрации напряжений¹. Только концы пружин для придания им большой вязкости отпускаются при более высокой температуре. Сталь 50ХФА является лучшей пружинной сталью и применяется в моторостроении для клапанных пружин.

Состав стали 50ХФА приводится в табл. 54.



Фиг. 337. Схематическая диаграмма, показывающая изменение механических свойств в зависимости от температуры отпуска.

¹ При условии отсутствия различных поверхностных дефектов, трещин, царапин и т. д. Вокруг этих дефектов возможна концентрация напряжений, что при высокой прочности и малой вязкости пружинных материалов весьма опасно.

Таблица 54

Состав стали 50ХФА (в %)

С	Мп	Si	Cr	V
0,45—0,55	0,4—0,8	0,17—0,37	0,7—1,1	0,15—0,25

Пружины из этой стали обрабатываются путем закалки с 860° и отпуска при $370—420^{\circ}$ ¹. Результаты термической обработки контролируются испытанием на разрыв и на твердость (предел прочности должен быть не менее 150 кг/мм^2 , твердость по Роквеллу в пределах 42—50 шкалы R_c)².

§ 13. Хромоникелевые стали

Улучшаемые хромоникелевые стали применяются с содержанием углерода 0,2—0,4% и с отношением $\frac{\text{Ni}}{\text{Cr}} \approx \frac{3}{1}$.

В настоящее время в авиастроении применяются две марки улучшаемых хромоникелевых сталей (табл. 55).

Состав хромоникелевых сталей (в %)

Таблица 55

Марка стали	С	Мп	Si	Cr	Ni
20ХНЗА	0,17—0,25	0,25—0,35	0,17—0,37	0,6—0,9	2,75—3,25
37ХНЗА	0,33—0,40	0,25—0,55	0,17—0,37	1,2—1,6	3,0—3,7

Легирование хромом и никелем весьма положительно сказывается на механических свойствах, что является следствием как интенсивного углубления прокаливаемости, так и повышения прочности и вязкости ферритовой основы, которое вызывает никель.

При 3% Ni и 1% Cr сталь прокаливается насквозь практически во всех сечениях вплоть до $\varnothing 125 \text{ мм}$ как в воде, так и в масле (фиг. 338).

Гарантируемые механические свойства этих сталей даны в табл. 56.



Фиг. 338. Распределение твердости по сечению закаленных брусков диаметром 25, 75 и 125 мм. Сталь типа 37ХНЗА.

¹ Более высокая температура отпуска у этой стали чем у углеродистой стали объясняется задержкой процессов отпуска карбидообразующими элементами — хромом и ванадием.

² Особое внимание следует уделять качеству поверхности и не допускать различные микроструктурные и поверхностные дефекты (неметаллические включения, закаты, волосовины и т. д.), чтобы устранить возможность концентрации напряжений и повысить усталостную прочность. Для пружин применяют особо чистые стали. Поверхность пружины должна быть тщательно отполирована.

Таблица 56

Свойства хромоникелевых сталей

Марка стали	Термическая обработка				Механические свойства, не менее					
	температура закали	охлаждающая среда	температура отпуска	охлаждающая среда	σ_B , кг/мм ²	σ_s , кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_K , кг.м/с.м ²	H_B
20ХНЗА	830	Масло	550	Масло	100	85	10	55	10	293—340
37ХНЗА	850	"	550	"	110	95	10	50	7	388—341

Сталь 20ХНЗА, по сравнению со сталью 37ХНЗА, содержит меньше углерода и легирующих элементов и поэтому имеет меньшую прочность и большую вязкость, а также и меньшую прожимаемость.

Сталь 20ХНЗА применяется для различных небольших, но тяжело нагруженных деталей, испытывающих динамическую нагрузку (болты, шпильки, втулки, шестерни, валики). Сталь 37ХНЗА может применяться для более высоко нагруженных деталей — шестерен, втулок, валиков, рычагов и т. д.

Хромоникелевые стали были основными сталями в первую мировую войну, когда из них изготовляли наиболее ответственные изделия всех видов, в том числе и для авиамоторостроения. В настоящее время роль четверных хромоникелевых сталей значительно сократилась, и применение их ограничено. Это объясняется двумя причинами.

Во-первых, хромоникелевая сталь является дорогой сталью и может быть улучшена введением молибдена и вольфрама. Поэтому если уже расходовать крайне дефицитный никель в количестве 3—4%, то целесообразно иметь сталь наилучшего качества и производить не чисто хромоникелевую сталь, а хромоникельмолибденовую и хромоникельвольфрамовую. С другой стороны, весьма близкие свойства к хромоникелевым сталям имеют хромомарганцовистые и хромомолибденовые стали, и, не ухудшая качества детали, хромоникелевую сталь удастся заменить более дешевыми сталями.

Во-вторых, хромоникелевой стали присущи некоторые дефекты, которых не имеют стали, содержащие молибден или вольфрам. Таким дефектом является так называемая хрупкость при отпуске. Хрупкостью при отпуске обладают в той или иной мере все легированные стали, но наиболее сильно этот дефект проявляется в хромоникелевой стали. Впервые и наиболее обстоятельно это явление было изучено на хромоникелевых сталях.

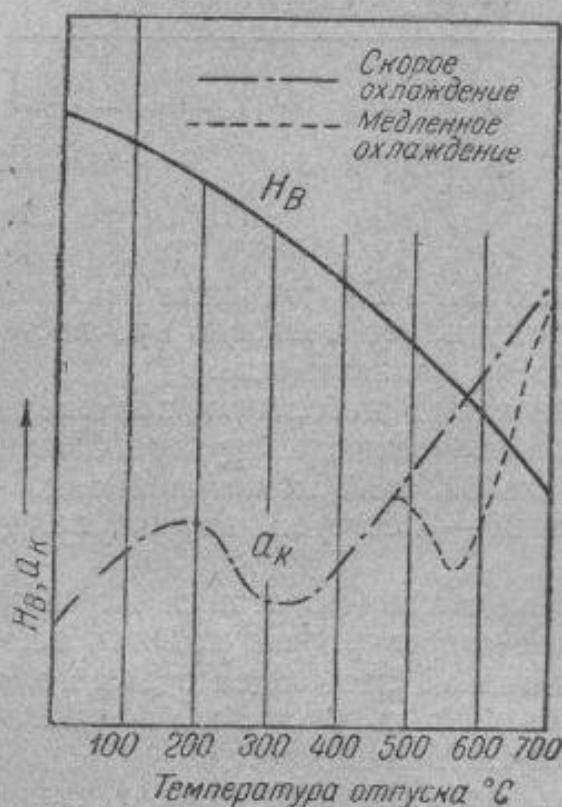
Характерное изменение ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска показано на фиг. 339.

Кривая твердости плавно падает с повышением температуры отпуска, тогда как кривая ударной вязкости имеет два минимума, один при 300—400°, второй при 550—600°.

Таким образом можно видеть, что при двух интервалах температур отпуска сталь переходит в хрупкое состояние. Явление это носит название *отпускной хрупкости*.

Различают два вида отпускной хрупкости.

Отпускная хрупкость 1-го рода проявляется после отпуска в интервале температур около 300° . Температура отпуска, при которой снижается вязкость стали, совпадает с температурой второго превращения при отпуске, т. е. превращения остаточного аустенита. Можно предполагать, что небольшое количество остаточного аустенита является как бы вязким цементом, воспринимающим работу удара, и устранение этой вязкой структурной составляющей ведет к снижению ударной вязкости. (Существует и другая точка зрения, что понижение вязкости в этом интервале температур отпуска связано с выделением карбидов или других соединений).



Фиг. 339. Изменение твердости и ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска (схема).

Как видно из приведенной на фиг. 339 диаграммы, скорость охлаждения после отпуска не влияет на степень развития хрупкости 1-го рода; кривые, характеризующие ударную вязкость при скором и медленном охлаждении, совпадают.

Отпускная хрупкость 1-го рода наблюдается у всех сталей. Однако в одних сталях она выражена более отчетливо (например хромоникелевые стали), в других проявляется менее резко. В углеродистых и некоторых легированных сталях отпускная хрупкость 1-го рода не обнаруживается при обычных ударных испытаниях на изгиб надрезанных образцов, но проявляется вполне отчетливо при испытании на ударное кручение.

Отпускная хрупкость 2-го рода обнаруживается после отпуска на более высокие температуры, выше 500° . Характерная особенность этого вида хрупкости заключается в том, что она проявляется после медленного охлаждения после отпуска (см. фиг. 339), при быстром охлаждении вязкость не уменьшается, а нормально возрастает с повышением температуры отпуска. Поэтому в сталях, чувствительных к отпускной хрупкости, последняя устраняется быстрым охлаждением после отпуска.

Следует отметить, что за исключением относительного сужения, которое имеет тоже несколько более высокое значение после быстрого охлаждения, остальные характеристики механических свойств не зависят от скорости охлаждения после отпуска.

Однако не все стали чувствительны к скорости охлаждения при отпуске. Для углеродистой стали скорость охлаждения не влияет на значение ударной вязкости после отпуска¹. Чувствительность к скорости охлаждения после отпуска сталь приобретает при наличии в ней фосфора более 0,1% или марганца более 1%.

¹ Последние исследования показали, что и в углеродистой стали медленное охлаждение после отпуска снижает вязкость, определяемую при низких температурах. Поэтому, строго говоря, нет сталей, не чувствительных к охлаждению при отпуске. Разница между отдельными марками сталей заключается в том, что не у всех сталей отпускная хрупкость выявляется обычными ударными испытаниями.

Хром делает сталь особо чувствительной к условиям охлаждения при отпуске, в особенности, если кроме хрома сталь содержит еще никель или повышенный процент марганца. Способ изготовления стали также сказывается на чувствительности стали к скорости охлаждения при отпуске. Здесь имеет значение не только агрегат, в котором готовится сталь, но и другие многочисленные моменты сталеварения. Другими словами, каждая марка стали в различных плавках обладает различной чувствительностью к охлаждению при отпуске.

Если одни элементы Cr, Mn, P эту чувствительность усиливают, то другие ее уменьшают. К последним относятся: молибден и вольфрам.

Как видно из фиг. 339, снижение ударной вязкости при медленном охлаждении наблюдается только при отпуске в интервале температур выше 500° и ниже 700° . Ударная вязкость при 500° и ниже и при 700° и выше имеет приблизительно одинаковое значение как при медленном, так и при скором охлаждении.

Снижение ударной вязкости в результате медленного охлаждения после отпуска приводит к заключению, что при медленном прохождении опасного интервала ($500-600^{\circ}$) совершаются какие-то внутренние изменения в стали, уменьшающие ударную вязкость. Примечательно, что длительная выдержка в этом опасном интервале даже в уже отпущенной стали также снижает ударную вязкость вне зависимости от способа последующего охлаждения при втором отпуске.

На фиг. 340 приводятся данные об ударной вязкости хромоникелевой стали. Первый отпуск при 650° с быстрым охлаждением придал стали ударную вязкость около 12 кгм/см^2 .

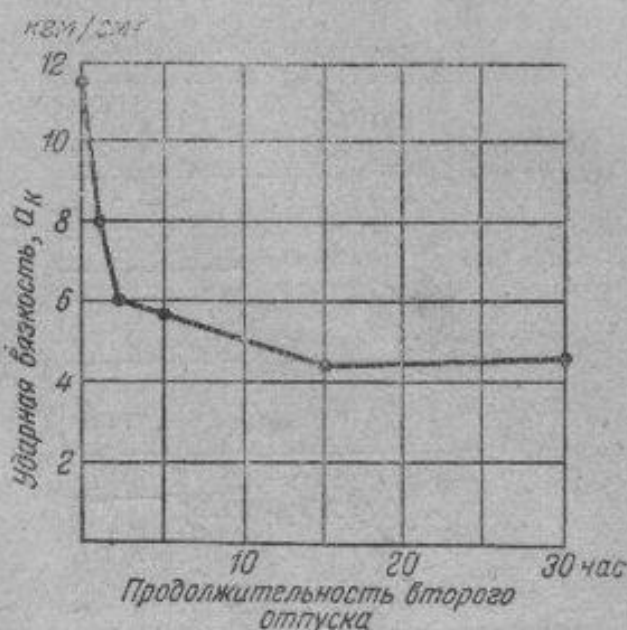
Второй отпуск при 500° (кривые показывают снижение ударной вязкости после второго отпуска при 500°) снижает ударную вязкость в тем большей степени, чем более продолжительной была выдержка.

Развитие отпускной хрупкости, кроме испытания на удар, не обнаруживается ни по микроструктуре, ни физическими методами исследования металлов.

Эти обстоятельства не позволяют дать вполне определенную теорию, и пока можно лишь ограничиться предположением о природе этого явления. Предполагается, что при температурах $500-600^{\circ}$ из α -раствора выделяются дисперсные частицы растворенных оксидов, нитридов, карбидов, и они, располагаясь по границам зерен или создавая напряжения, снижают значение ударной вязкости.

Изменение растворимости этих частиц (вероятнее всего эти частицы являются нитридами марганца, хрома и некоторых других легирующих элементов) в α -фазе может быть изображено следующей схематической бинарной диаграммой (фиг. 341).

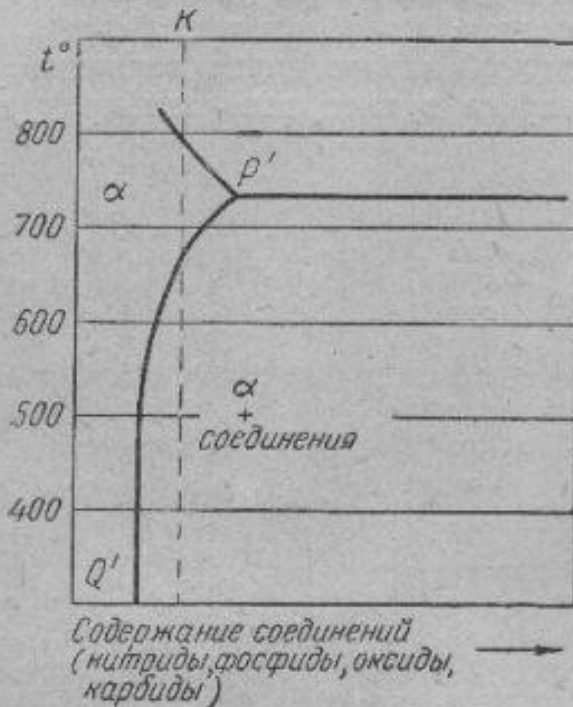
Линия $Q'-P'$ есть линия насыщения феррита этими примесями (соединениями). До температур $500-550^{\circ}$ растворимость не изменяется.



Фиг. 340. Ударная вязкость в зависимости от продолжительности второго отпуска. Хромоникелевая сталь—0,43% С; 1,48% Cr; 3,1% Ni.

Если сталь имела концентрацию этих соединений K , то при быстром охлаждении во время закалки эти соединения остались в растворе. Поскольку они являются соединениями легирующих элементов (а не железа) с азотом, фосфором или другими металлами, выделение их может происходить при температурах порядка 500° и выше.

Поэтому достаточно длительное пребывание при температуре около 500° или медленное охлаждение в интервале $600-500^\circ$ вызовет выделение этих соединений и снижение ударной вязкости. Длительная выдержка выше линии $Q'-P'$ (практически выше 650°), если за этим следует скорое охлаждение, не допускающее обратного выделения частиц, не снижает вязкости; наоборот, медленное охлаждение после отпуска при 650° , вызывая, повидимому, выделение этих соединений из α -раствора, снижает ударную вязкость.



Фиг. 341. Схема, показывающая изменение растворимости частиц, вызывающих отпускную хрупкость.

крупных деталей следует применять не только глубокопрокаливающиеся стали, но и стали, нечувствительные к отпускной хрупкости. Такими сталями являются в первую очередь хромоникельвольфрамовые и хромоникельмолибденовые. Состав хромоникельвольфрамовых (молибденовых) сталей, применяемых в авиапромышленности, приведен в табл. 57.

Таблица 57

Состав хромоникельвольфрамовых (молибденовых) сталей (в %)

Марка	C	Mn	Si	Cr	Ni	W или Mo
25ХНВА	0,2—0,3	0,25—0,35	0,17—0,37	1,3—1,7	4,0—4,5	0,8—1,2 W или 0,25—0,40 Mo
40ХНМ	0,35—0,40	0,4—0,8	0,17—0,37	0,6—0,9	1,25—1,75	0,15—0,30 Mo

Сталь 25ХНВА совпадает по составу со сталью 18ХНВА, отличаясь от последней только более высоким содержанием углерода.

По свойствам и технологии сталь 25ХНВА близка к стали 18ХНВА.

Как и сталь 18ХНВА, сталь 25ХНВА закаливается на воздухе. При отпуске до 200° сталь обладает повышенной прочностью (σ_B около

§ 14. Хромоникельвольфрамовые стали

По глубине прокаливаемости хромоникелевые стали вполне пригодны для самых крупных изделий, однако для предотвращения развития отпускной хрупкости в хромоникелевой и других сталях необходимо применять быстрое охлаждение при отпуске. Но обеспечить быстрое охлаждение при отпуске в центре крупного сечения не удастся. Следовательно, неудовлетворительные механические свойства деталей крупных сечений, изготовленных из хромоникелевых сталей (пониженная ударная вязкость), является следствием не их плохой прокаливаемости, а следствием того, что в этих сталях не удается подавить развития отпускной хрупкости быстрым охлаждением при отпуске. Поэтому для

150 кг/мм²), что препятствует обработке резанием в термически обработанном состоянии. Отпуск при 550° является для стали нормальной операцией. Так как эта сталь применяется после отпуска при высокой температуре, то лучшие свойства получаются после предварительной закалки в масле.

Получаемая при этом структура сорбита отпуска обладает пределом прочности, равным около 120 кг/мм² при ударной вязкости обычно в пределах 12—15 кгм/см².

Гарантируемые техническими условиями механические свойства указаны в табл. 58.

Таблица 58

Свойства стали 25ХНВА и 40ХНМ

Марка стали	Термическая обработка		Механические свойства, не менее					
	закалка t°	отпуск t°	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²	H_B
25ХНВА	850	550	110	95	10	50	9	321—363
40ХНМ	850	550	110	95	12	50	8	293—375

Нетрудно видеть, что по механическим свойствам сталь 25ХНВА близка к стали 18ХНВА, обладая по сравнению с ней несколько более высоким пределом текучести, но меньшей ударной вязкостью. Учитывая это различие, а также и различие в технологических свойствах, авиационная промышленность больше применяет сталь 18ХНВА, чем сталь 25ХНВА.

Сталь 25ХНВА применяется при изготовлении шатунов, силовых болтов, шпилек. Так как сталь 25ХНВА прокаливается во всех сечениях и малочувствительна к отпускной хрупкости, то и свойства ее не изменяются заметным образом с увеличением сечения (табл. 59). Данные в этой таблице относятся к стали, близкой по составу к 25ХНВА, стали ОХН4М, содержащей около 0,3% С, 4% Ni, 1,5% Cr и 0,3% Mo. Весьма полезно сравнить данные этой таблицы с данными табл. 48 и 52.

Таблица 59

Свойства хромоникельмолибденовой стали в зависимости от сечения термически обрабатываемой заготовки

Термическая обработка				Механические свойства				
температура закалки	охлаждающая среда	температура отпуска	сечение мм	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²
860	Воздух	660	30	105	95	12	50	10
860	"	660	50	105	95	12	50	10
860	"	660	80	105	90	12	50	10
850	Масло	600	200	100	80	10	45	6

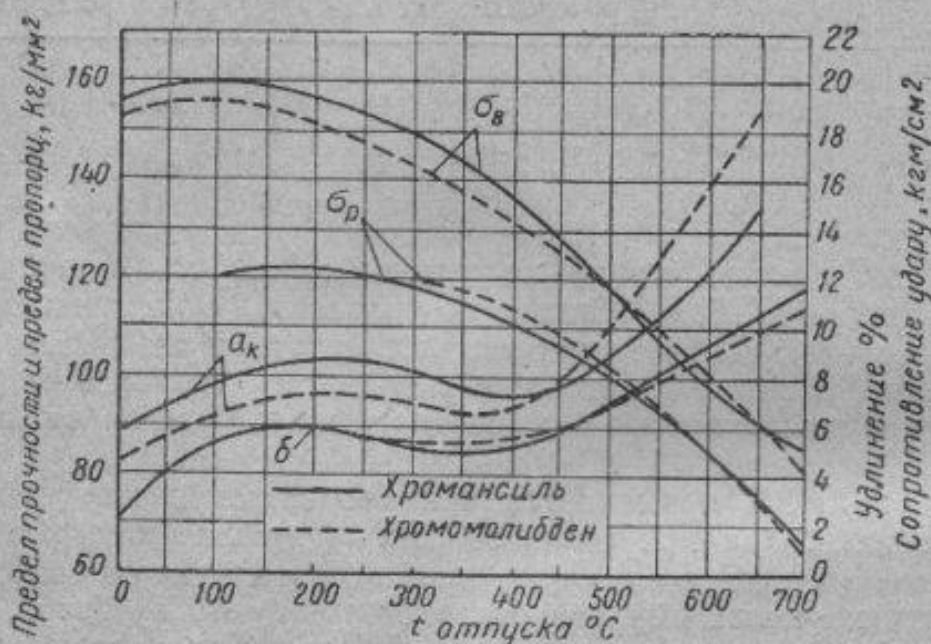
В табл. 57 был приведен, кроме состава стали 25ХНВА, еще состав стали 40ХНМА. По сравнению со сталью 25ХНВА сталь 40ХНМА

менее легирована, но содержит больше углерода. Обладая меньшей прокаливаемостью, эта сталь в сечении до 80 мм имеет те же механические свойства, что и сталь 25ХНВА (см. табл. 58) и применяется для тех же назначений, что и сталь 25ХНВА. Благодаря высокому содержанию углерода сталь хорошо сопротивляется истиранию и применяется при изготовлении нецементируемых шестерен.

Высокие механические свойства, простота в технологии и относительная дешевизна сделали сталь 40ХНМ одной из распространенных улучшаемых марок для тяжело нагруженных деталей авиадвигателя.

§ 15. Хромомарганцевокремнистая сталь (хромансиль)

Основной сталью, применяемой в самолетостроении, является хромансиль, который лет 10 назад полностью вытеснил хромомолибденовую сталь.



Фиг. 342. Механические свойства стали хромансиль и хромомолибденовой стали.

Во время первой мировой войны сварные конструкции самолета изготовляли из углеродистой стали 20. Более прочные хромистые и хромоникелевые стали ввиду их плохой свариваемости непригодны для сварных конструкций самолета.

Изыскания высокопрочной и хорошо свариваемой стали привели к открытию хромомолибденовой стали (0,3% С, 1% Cr, 0,2% Mo).

Однако дефицитность этой стали из-за наличия присадки молибдена побудила исследователей к дальнейшим изысканиям. В результате была разработана хромомарганцевокремниевая сталь, обладающая такой же прочностью и свариваемостью, как и хромомолибденовая сталь, но не содержащая дефицитных присадок.

На фиг. 342 показаны механические свойства этих двух сталей (хромомолибденовой и хромомарганцевокремнистой) в зависимости от температуры отпуска. Как видно, свойства этих двух сталей при всех температурах отпуска практически одинаковы.

Правда, сталь хромансиль слабее прокаливается, чем хромомолибденовая сталь, поэтому в крупных сечениях хромомолибденовая сталь обладает лучшими свойствами, чем хромансиль, но для самолетостроения это не имеет решающего значения, так как конструкции самолета тонкостенные.

Таблица 60

Состав стали хромансиль (в %)

Марка стали	C	Mn	Si	Cr
30ХГСА	0,28—0,35	0,8—1,1	0,9—1,2	0,8—1,1

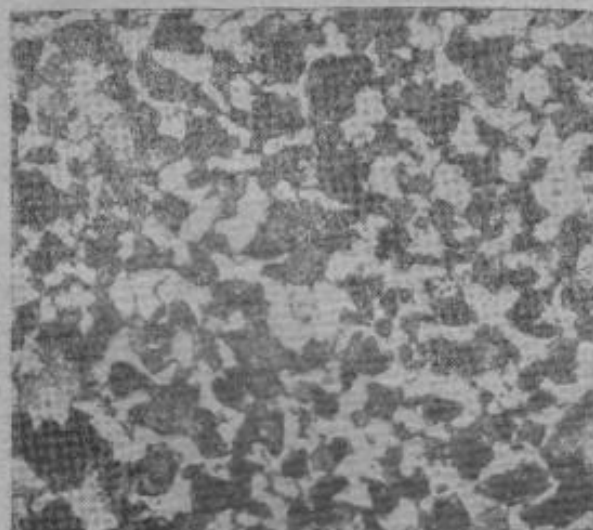
Но в моторостроении, где основные детали имеют большие сечения, сталь хромансиль не применяется (за исключением отдельных мелких деталей).

В табл. 60 приводится состав стали хромансиль.

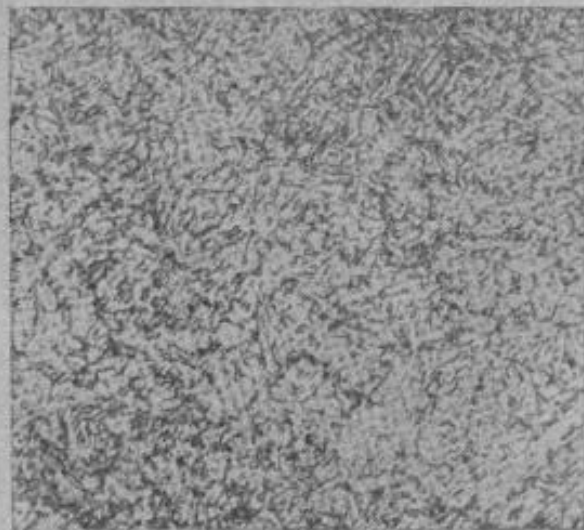
Хромансиль поступает на самолетостроительные заводы в виде различных полуфабрикатов — листов, лент, прутков, проволоки, труб, фасонных профилей — в отожженном или в нормализованном состоянии.

В первом случае механические свойства будут в пределах $\sigma_B = 50—70 \text{ кг/мм}^2$, $\delta_5 = 15—18\%$, во втором $\sigma_B = 70—95 \text{ кг/мм}^2$, $\delta_5 \approx 11\%$.

Структура стали хромансиль в отожженном состоянии приводится на фиг. 343.



Фиг. 343. Структура стали хромансиль в отожженном состоянии (феррит + перлит). $\times 500$.



Фиг. 344. Структура стали хромансиль в отпущенном состоянии (сорбит). $\times 500$.

Окончательная термическая обработка состоит в закалке и отпуске, причем применяется отпуск при низких температурах ($\sim 260^\circ$), на предел прочности $\sigma_B = 160 \text{ кг/мм}^2$ или на меньшую прочность $\sigma_B = 110 \text{ кг/мм}^2$, но на более высокую пластичность, что достигается отпуском при более высокой температуре ($\sim 550^\circ$) (табл. 61). Структура стали хромансиль после закалки и отпуска при высокой температуре приводится на фиг. 344.

Работа некоторых конструкций самолета отчасти похожа на работу пружины; от металла требуется высокое значение прочности и предела упругости. В этом случае конструкция из стали хромансиль обрабатывается на высокую крепость путем отпуска при низкой температуре.

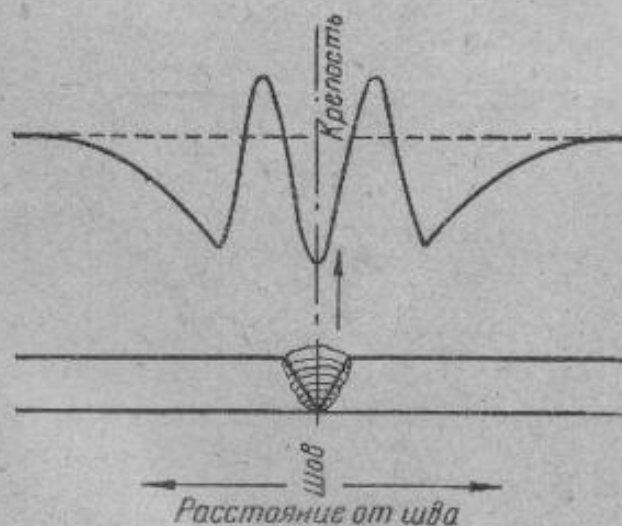
Если малая вязкость и пластичность, которую имеет сталь после отпуска при низкой температуре, считается недостаточной, то следует отпускать конструкции из хромансиля при более высокой температуре, удовлетворяясь более низкой прочностью¹.

Таблица 61

Механические свойства стали хромансиль

Марка стали	Термическая обработка			Механические свойства, не менее				
	температура закали	охлаждающая среда	температура отпуска	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	a_k кгм/см ²
30ХГС	860	Масло	300	160	—	7	40	5
30ХГС	860	"	570	110	85	10	45	6

К положительным технологическим свойствам стали хромансиль надо отнести удовлетворительную обрабатываемость режущим инструментом (несмотря на высокую твердость) и удовлетворительную штампуемость.



Фиг. 345. Схема изменения предела прочности в зоне сварного шва (после сварки, до термообработки).

Большинство самолетных конструкций изготовляют путем сварки. Место сварки по своим механическим свойствам отличается от основного металла. В зоне сварного шва литой металл обладает пониженной прочностью (фиг. 345). В некотором удалении от сварного шва, в зоне так называемого термического влияния отдельные слои нагреты выше критической точки и поэтому закалились, а еще более удаленные слои, нагретые до более низкой температуры, отпустились.

Разнородность строения и свойств вблизи сварного шва диктует необходимость в термической обработке после сварки для выравнивания механических свойств. Поэтому на самолетостроительных заводах закаливают и отпускают не полуфабрикаты, а готовые сварные фермы.

¹ Следует иметь в виду, что после отпуска при низкой температуре при высоком значении предела прочности сталь обнаруживает повышенную чувствительность к концентрации напряжений.

Следует также учесть, что свойства стали хромансиль, в особенности ее вязкость, поперек волокна значительно ниже, чем вдоль. Наблюдается снижение ударной вязкости больше чем на 50%.

Из листов, лент, профилей и труб из хроманселевой стали изготовляют сварные и клепаные самолетные конструкции (фюзеляжи, подмоторная рама, лонжероны, узлы и т. д.), из прутков и поковок — различные механически обрабатываемые детали (узлы, амортизаторы и т. д.).

§ 16. Хромомарганцовистая сталь

Высокие механические свойства можно получить, не только легируя сталь хромом и никелем, но также и хромом и марганцем, что видно хотя бы на примере стали хромансиль.

Для замены хромоникелевых сталей были предложены хромомарганцовистые стали с добавкой или без добавки молибдена. По своим механическим свойствам эти стали близки к свойствам хромоникелевых сталей и имеют перспективы хотя бы частично их заменить.

Состав опытных хромомарганцевых и хромомарганцевомолибденовых сталей приводится в табл. 62.

Таблица 62

Состав хромомарганцевых сталей (в %)

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Mo
ЭИ273	0,35—0,42	0,8—1,1	0,17—0,37	1,2—1,5	—
ЭИ275	0,35—0,42	0,7—1,0	0,17—0,37	1,5—1,8	0,25—0,40

Эти новые стали после термообработки обладают свойствами, которые по техническим условиям требуются от хромоникелевых сталей со средним содержанием углерода (табл. 63).

Таблица 63

Марка стали	Термическая обработка	Механические свойства, не менее					
		σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	a_k кгм/см ²	H_B
ЭИ273	Закалка от 870° в масле, отпуск при 580—650°	90	80	12	50	10	269—321
ЭИ275	Закалка от 850° в масле, отпуск при 560—620°	110 105	90 85	12 или 13	50 55	10 11	293—388 293—363

Механические свойства хромомарганцовистой стали ЭИ273 несколько ниже свойств хромоникелевой стали аналогичного назначения. Согласно статистическим данным

наибольшее число испытаний дает у стали ЭИ273 $\sigma_B = 95-105 \text{ кг/мм}^2$ и $a_k = 10 \text{ кг/см}^2$.

Сталь ЭИ273 вследствие повышенного содержания марганца более чувствительна к перегреву, чем хромоникелевая сталь. Однако нагрев до 920 и даже до 950° не понижает механических свойств. Такое поведение хромомарганцовистой стали является результатом специального раскисления ее алюминием.

Предел усталости стали при повторно переменном изгибе равен:

46 кг/мм² для гладких образцов и
23 кг/мм² " образцов с надрезом

при $\sigma_B = 98,6$ и $a_k = 12 \text{ кг/см}^2$.

Сталь ЭИ273 удовлетворительно прокаливается на глубину до 50—60 мм, что позволяет делать из нее более массивные детали, чем из чисто хромистой стали 38ХА.

Хромомарганцовистая сталь марки ЭИ273 рекомендуется для деталей винта (корпус, кронштейн, траверса), болтов и шпилек вместо хромоникелевой стали (марки 20ХНЗА), хромоникельмолибденовой стали (40ХНМА) и хромованадиевой стали (40ХФА).

Добавка к хромомарганцовистой стали молибдена (до 0,4%) благоприятно сказывается на механических свойствах, улучшает прокаливаемость стали и устраняет чувствительность хромомарганцовистых сталей к отпускной хрупкости 2-го рода.

Не только медленное охлаждение после отпуска, но и длительное пребывание до 50 час. при температурах отпуска 500—550° не приводит к существенной потере ударной вязкости¹.

Хромомарганцевомолибденовая сталь ЭИ275 обладает хорошей прокаливаемостью, более высокой, чем хромомарганцовистая.

Сталь ЭИ275 более склонна по сравнению с хромоникелевыми сталями к образованию закалочных трещин, что, вероятно, связано с повышенным содержанием в ней марганца и хрома при высоком содержании углерода. Для предотвращения появления трещин необходимо максимально сокращать время пребывания стали непосредственно послековки или после закалки до обработок, устраняющих остаточные напряжения в стали.

В. ДЕФЕКТЫ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Более высокие механические свойства легированных сталей обеспечили им преимущественное применение в авиастроении по сравнению с углеродистыми сталями. Но одновременно более сложная металлургическая технология и технология термической обработки (ввиду их более сложного состава) обусловили появление различных дефектов, проявляющихся чаще и более резко у легированных сталей, чем у углеродистых. Зачастую, при самом строгом соблюдении правильно установленных технологических режимов эти дефекты не поддаются полному устранению.

§ 17. Дендритная ликвация

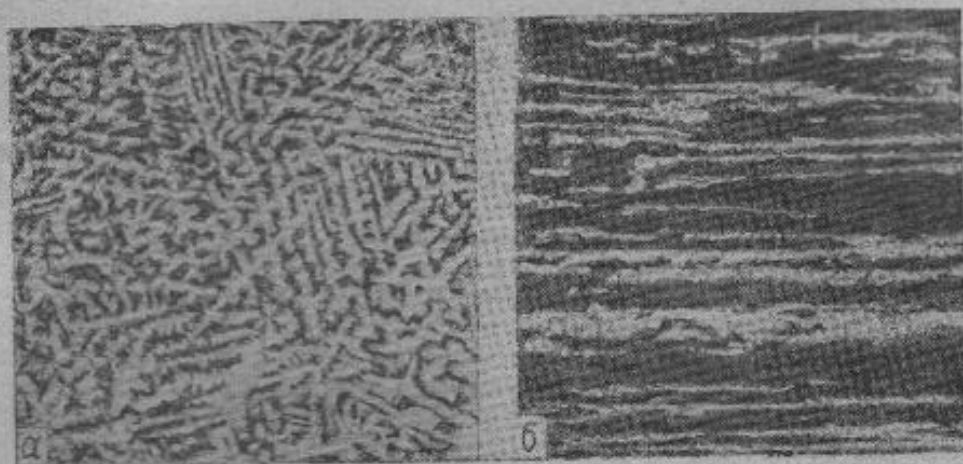
При затвердевании сначала кристаллизуется твердый раствор, бедный углеродом и легирующими примесями, а затем междендритные

¹ Отсутствие отпускной хрупкости позволяет подвергать сталь процессу азотизации для получения высокой поверхностной твердости. Этому благоприятствует высокое содержание в стали хрома и присутствие молибдена.

После азотизации в течение 50 час. при 500—520° получается слой глубиной около 0,5 мм и твердость до 800 по Виккерсу.

Азотизация благоприятно сказывается на пределе усталости стали и уменьшает чувствительность к надрезам и поверхностным порокам. Так, например, предел усталости при изгибе у образцов неазотированных 52 кг/мм² (гладкие образцы) и 27 кг/мм² (образцы с надрезом) и у образцов азотированных 63 кг/мм² (гладкие образцы) и 52 кг/мм² (образцы с надрезом).

пространства заполняются кристаллами, более богатыми углеродом и легирующими примесями. Большое расстояние между точкой ликвидуса и солидуса у легированных сталей увеличивает разницу в концентрациях между ранее и позже выпавшими из жидкости кристаллами. Медленное охлаждение не устраняет этого дефекта, так как диффузионные процессы, ведущие к выравниванию концентрации у легирован-



Фиг. 346. Дендритная ликвация и полосчатость легированной стали.
a — дендритная ликвация. $\times 2,5$; *b* — полосчатость. $\times 130$ (Совер и Рид).

ных сталей, затруднены. Макроструктура, характеризующая дендритную ликвацию литой легированной стали, показана на фиг. 346, *a*.

После прокатки иликовки получаются волокна, вытянутые вдоль направления деформации (фиг. 346, *b*). Некоторые механические свойства поперек волокна оказываются ниже, чем вдоль (σ_k, ψ), что является следствием более низкого сопротивления отрыву поперек волокна (см. выше, фиг. 135).

Для смягчения дендритной ликвации прибегают к диффузионному отжигу слитков перед прокаткой, который состоит в длительном нагреве стали при весьма высоких температурах (1000—1200°).

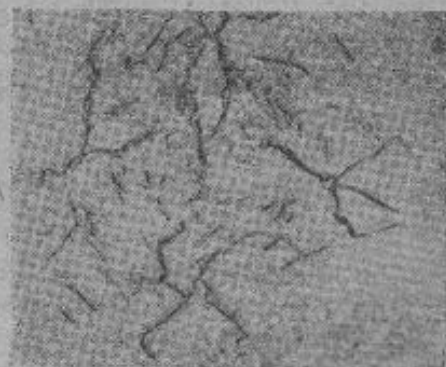
§ 18. Флокены

Флокены представляют собой светлые пятна в изломе (хлопья), а в поперечном макрошлифе трещины (фиг. 347). Естественно, что наличие трещин вызывает снижение механических свойств, которые тем более вредны, чем на более высокую прочность термически обрабатывается сталь. Флокены могут встретиться во всех сталях, но наиболее часто они встречаются в сталях, содержащих хром, т. е. в хромистых, хромоникелевых, хромоникельвольфрамовых, хромомарганцовистых и других сталях.

Флокены встречаются только в кованой иликатаной стали, в литой стали они не обнаруживаются.

Когда появляются флокены в стали?

Если сталь послековки (прокатки) быстро охладилась от 200°, то у флокеночувствительной стали возникнут флокены. Способ охлаждения выше 200°, быстрый или



Фиг. 347. Флокены в стали (макрошлиф).

медленный, на образовании флокенов не отражается. Таким образом флокены образуются при температуре 20—200°.

Замечательно то, что если хотя бы один раз флокеночувствительную сталь медленно охладить в этом районе температур, она перестает быть флокеночувствительной. Последующие охлаждения, скорые или медленные, флокенов не образуют. Таким образом очевидно, что в районе температур 20—200° из стали при медленном охлаждении удаляется какой-то вызывающий флокены агент.

Сталь, медленно охлажденная в районе низких температур, приобретает иммунитет по отношению к флокенам.

Таким образом средством улучшения пораженной флокенами стали является медленное охлаждение в районе температур 20—200°.

Какие же обстоятельства вызывают образование флокенов?

1. Установлено, что флокены чаще образуются в стали, приготовленной в электропечи (дуговой), реже в основной мартеновской, затем в кислой и еще реже в тигельной.

2. Статистика показывает, что стали, плавка которых производилась в сырую и дождливую погоду, чаще поражены флокенами.

Эти два пункта указывают на прямую зависимость между металлургическим процессом и влажностью исходной шихты и флокеночувствительностью стали.

3. Опыты, поставленные, чтобы обнаружить роль растворенных газов в стали, показали, что продувка жидкой стали водородом и аммиаком делала сталь флокеночувствительной. В то же время сталь, продутая азотом и углекислотой, а также сталь, не продутая газами, при тех же условиях металлургического процесса и состава шихты флокенов не обнаруживала. Эти данные и многие другие установили, что растворенный в жидкой стали водород вызывает образование флокенов.

Растворимость водорода в жидкой стали весьма велика, но резко уменьшается при кристаллизации и при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Содержание водорода в стали очень невелико, но надо помнить, что если содержание водорода в стали равняется, например, 0,001%, то это соответствует тому, что это количество водорода при 1 ат занимало бы объем, равный объему стали. Следовательно, выделяющийся при 200° и ниже (так как при этих температурах особенно резко уменьшается растворимость водорода в стали) молекулярный водород вызывает колоссальные внутренние давления и напряжение от этих давлений может превзойти прочность стали, что поведет к образованию трещин (флокенов). Если же сталь охлаждается медленно, то выделяющийся из раствора водород успевает продиффундировать и выделиться из стали. В результате сталь становится нечувствительной к флокенообразованию.

Флокены не образуются и у литой стали, так как во многочисленных литейных порах и неплотностях в литом металле скопится выделившийся водород.

Флокены можно устранить последующей ковкой (прокаткой) на меньший размер, при этом трещины завариваются. Поэтому флокены никогда не обнаруживаются в малых сечениях менее 25—30 мм в диаметре.

§ 19. Хрупкость при отпуске 2-го рода

Это явление связано с уменьшением ударной вязкости при длительной выдержке в районе 500—600° или при медленном охлаждении после отпуска при высокой температуре.

Причины, обуславливающие появление отпускной хрупкости 2-го рода, были рассмотрены в параграфе о хромоникелевых сталях. Рассмотрим, какие элементы вызывают отпускную хрупкость и какие из рассмотренных выше сталей чувствительны к отпускной хрупкости 2-го рода.

Хрупкость при отпуске вызывает наличие в стали фосфора более 0,05%; марганца более 0,7%; хрома более 0,8% и азота более 0,05%.

Углеродистые стали, а также стали с никелем, кремнием, ванадием отпускной хрупкости (при обычных методах ударных испытаний) не подвержены, однако эти элементы могут усилить отпускную хрупкость, вызванную перечисленными выше элементами, например хромоникелевые стали более чувствительны к отпускной хрупкости, чем хромистые стали.

Устраняет или, точнее, значительно уменьшает отпускную хрупкость вольфрам или молибден. Во многих случаях присадка этих элементов вызывается необходимостью устранить хрупкость при отпуске.

Например хромоникелевая сталь обладает достаточной прокаливаемостью даже в особо крупных сечениях, но в центре большого сечения не удастся создать достаточно скорого охлаждения при охлаждении после отпуска и тем самым устранить возможную хрупкость. Поэтому, чтобы устранить отпускную хрупкость, в хромоникелевые стали вводят до 0,15—0,25% молибдена при изготовлении деталей средних сечений и 0,25—0,45% молибдена при изготовлении больших деталей. Достаточными механическими свойствами обладает также чисто хромистая сталь. Однако в работе изделие разогреется (например, ствол орудия) и это может вызвать после достаточно длительной работы ухудшение вязкости вследствие процессов, вызывающих отпускную хрупкость. Поэтому в этих случаях приходится применять не хромистые, а хромомолибденовые стали.

Из числа сталей, с которыми мы познакомились, склонными к отпускной хрупкости являются:

Хромистые 38X.
Хромованадиевые 40XФ и 50XФ.
Хромкремнемарганцовистые 30XГСА.
Хромоникелевые 20XНЗ и 37XНЗ.
Хромомарганцовистые ЭИ273.

Не склонны к отпускной хрупкости следующие стали:

Углеродистые 40 и др.
Никелевые 30НЗ.
Хромомолибденовые 30ХМА.
Хромоникельвольфрамовые 18ХНВ, 25ХНВ.
Хромоникельмолибденовые 18ХНМ, 25ХНМ, 40ХНМ.
Хромомарганцовомолибденовые ЭИ275.

ЛИТЕРАТУРА

- С. Винаров, *Авиационные стали*, Оборонгиз, 1945.
И. Конторович, *Свойства и обработка сталей для моторостроения*, Металлургиздат, 1944.
Н. Минкевич, *Сталь, стальные и чугунные полуфабрикаты*, Металлургиздат, 1930.

ГЛАВА XVII

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

§ 1. Общие положения

Условия работы инструмента резко отличаются от условий работы деталей машин. От конструкционной стали требуются главным образом высокие механические свойства. Для инструментальной стали обычные механические характеристики имеют очень небольшое значение.

В зависимости от вида и назначения инструмента изменяются условия работы стали и предъявляются различные требования к свойствам стали.

Многочисленные виды инструментов можно разбить на четыре группы:

а) режущий инструмент для легких условий работы (малые скорости резания);

б) режущий инструмент для тяжелых условий работы (высокие скорости резания);

в) мерительный инструмент;

г) штампы.

Для режущего инструмента основным свойством стали является продолжительность сохранения режущей кромки. При резании режущее лезвие инструмента тупится, изнашивается. Чем более стойкой против износа будет сталь, тем более подходит она для режущего инструмента. Однако в отличие от изнашивающихся частей деталей машин (валы, кулачки) у режущего инструмента работает на износ очень тонкая полоска металла при значительных удельных давлениях на нее. Чтобы эта полоска металла была устойчивой против истирания, она должна иметь высокую твердость, как правило, выше $60 R_c$ (поэтому инструментальные стали содержат углерода не менее 0,6%).

Если обрабатывается мягкий материал (дерево, пластмассы, цветные металлы) или при обработке стали и чугуна применяются малые скорости резания и малого сечения стружка, то в единицу времени на процесс резания затрачивается мало энергии. Другое дело, если обработка идет при больших скоростях резания, если обрабатываются твердые металлы, если стружка имеет большое сечение, — в этих случаях много энергии тратится на отделение стружки, и эта механическая энергия в процессе резания превращается в тепловую, которая нагревает обрабатываемое изделие, стружку и инструмент.

При тяжелых условиях резания режущая кромка инструмента нагревается, и для стали такого инструмента главным требованием является то, чтобы твердость при длительном нагреве не снижалась, т. е. сталь должна обладать красностойкостью.

В мерительном инструменте изнашиваются обычно две плоскости. Условия работы приближаются к условиям работы режущего инструмента при легких режимах резания, отличие составляют лишь меньшие удельные давления на рабочие поверхности.

Сталь в штампах испытывает значительные тепловые и ударные нагрузки, распределенные по сравнительно большой поверхности. Здесь большую роль играет вязкость стали. Наилучшей сталью является та, у которой при температурных условиях работы штампа имеется наилучшее сочетание твердости и вязкости.

Для разных видов инструмента применяются разные типы сталей; составы инструментальных сталей весьма разнообразны.

Все инструментальные стали разбиваются на четыре категории:

а) углеродистые инструментальные стали;

б) легированные инструментальные стали;

в) штамповые стали;

г) быстрорежущие стали.

Углеродистые и легированные стали применяются для режущего (легкие условия работы) и мерительного инструмента. Штамповые стали идут на изготовление штампов. Быстрорежущие стали идут на изготовление инструмента, работающего при тяжелых условиях резания.

§ 2. Углеродистая инструментальная сталь

В зависимости от содержания углерода все углеродистые инструментальные стали разбиваются на марки, состав которых указан в табл. 64.

Таблица 64

Состав углеродистых инструментальных сталей

Марка	Содержание элементов, %				
	C	Mn	Si	S	P
				не более	
У7А	0,60—0,74	0,25—0,35	Не более 0,30	0,020	0,030
У8А	0,75—0,84	0,25—0,35	• 0,30	0,020	0,030
У9А	0,85—0,94	0,20—0,30	• 0,30	0,020	0,030
У10А	0,95—1,09	0,15—0,25	• 0,30	0,020	0,030
У12А	1,10—1,25	0,15—0,25	• 0,30	0,020	0,030
У13А	1,26—1,40	0,25—0,35	• 0,30	0,020	0,030

Свойства и применение углеродистых инструментальных сталей, а также режимы обработки зависят главным образом от содержания в стали углерода.

Сталь марки У7А является доэвтектоидной сталью, поэтому эта сталь закаливается от температуры выше критической точки A_{c1} . Стали У8А и У9А являются эвтектоидными сталями. В закаленном состоянии структура сталей У7, У8 и У9 состоит из одного мартенсита.

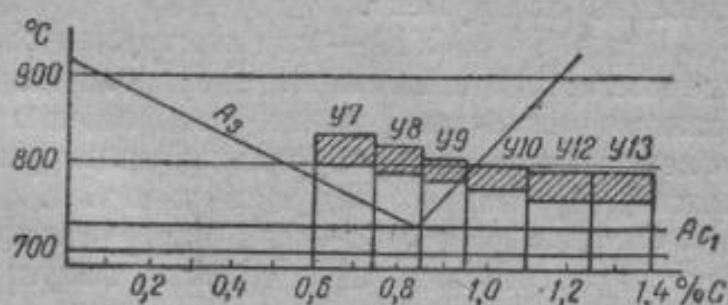
Температура закалки сталей У10А и У12А лежит в интервале между A_{c1} и A_{c2} ; структура их в закаленном состоянии состоит из мартенсита и избыточных (вторичных) карбидов (см. фиг. 217). Применяемая температура закалки для перечисленных марок сталей показана на фиг. 348.

В закаленной стали тетрагональность мартенсита и внутренние напряжения создают значительную хрупкость, поэтому после закалки отпуск является обязательной операцией. Температура отпуска определяется величиной рабочей твердости, которой должен обладать инструмент. Рекомендуемая температура отпуска для некоторых видов инструмента показана в табл. 65.

Наиболее мягкой и вязкой сталью из перечисленных в табл. 70 является сталь У7А, поэтому она применяется для инструмента, подвергающегося в работе толчкам и ударам. Твердость остальных сталей в закаленном состоянии не зависит от содержания углерода. Однако износоустойчивость с повышением содержания углерода в стали возрастает, что объясняется наличием избыточного цементита, вкрапленного в мартенсит.

Примерное назначение различных марок углеродистых сталей таково.

Сталь У7 — для инструментов, подвергающихся ударам и толчкам и требующих вязкости при умеренной твердости, например для зубил, кузнечных штампов, кузнечного инструмента, клейм.



Фиг. 348. Температура закалки углеродистых инструментальных сталей.

Таблица 65

Температуры отпуска, применяемые для различного инструмента
из углеродистой стали

Виды инструмента	Температура отпуска, °С	Приемочная твер- дость в рабочей части (по Роквеллу)
Метчики (У10—У12)	180—200	60—62
Развертки (У10—У12)	160—180	62—64
Зубила (У7)	280—300	56—58
Матрицы для холодной штамповки (У8—У10) .	200—220	60—62
Плашки (У10)	220—240	59—61

Сталь У8 — для инструментов, подвергающихся ударам и требующих хорошей вязкости при высокой твердости, например матрицы, пуансоны, ножницы и ножи по металлу, столярный инструмент, пневматический инструмент.

Сталь У9 и У10 — для инструментов, не подвергающихся сильным ударам при максимальной твердости на режущей грани, например металлорежущий инструмент — сверла, метчики, развертки, резцы, фрезы, монетные штемпели, бурильный инструмент, медицинский инструмент, ножи для резки бумаги и кожи и т. д.

Сталь У12 и У13 — для инструментов с максимальной износоустойчивостью при наивысшей твердости, например резцы, различный металлорежущий и мерительный инструмент, напильники, зубила для насечки напильников, граверный инструмент, волочильные доски и т. д.

На изготовление инструмента сталь поступает в виде различного полуфабриката (прутки, лента, проволока, поковки и т. д.) и должна быть хорошо отожжена главным образом для того, чтобы сталь обладала хорошей обрабатываемостью.

Большое значение для обрабатываемости имеет структура отожженной стали. Сталь, имеющая структуру пластинчатого перлита, обрабатывается плохо¹.

Хорошей обрабатываемостью обладает сталь со структурой зернистого перлита, причем желательно, чтобы зерна цементита были средней величины (в диаметре 3—4 м) и равномерно распределены в стали. Наиболее просто такая структура получается отжигом при температуре незначительно выше A_{c1} ².

Основное отличие углеродистых инструментальных сталей от легированных заключается в том, что углеродистые стали ввиду быстрого превращения аустенита в зоне перлатного распада (500—600°) необходимо закалывать в воде и, несмотря на это, закалываются только поверхностные слои.

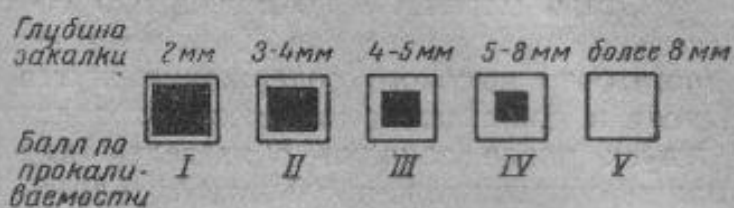
¹ Следует напомнить, что речь идет об инструментальных сталях с содержанием углерода, близким к эвтектоидному (0,8—1,0% С) или заэвтектоидным. Доэвтектоидные стали (при содержании углерода менее 0,6%) лучше обрабатываются при структуре пластинчатый перлит + феррит.

² Нагрева до более высокой температуры (чем 740—780°) следует избегать, так как при этом имеется опасность получить структуру пластинчатого перлита и плохую обрабатываемость.

Следовательно, инструмент из углеродистой стали имеет непрокаленную, мягкую сердцевину и менее хрупок, легче переносит толчки и удары, чем инструмент из стали со сквозной прокалкой.

Так как склонность углеродистой стали к закалке мала, то небольшие изменения в составе или в строении стали могут оказать большое влияние на прокаливаемость стали, тогда как аналогичные изменения в легированных сталях практически не сказались бы на глубине закалки.

Многолетняя практика применения углеродистых сталей показывает, что разные плавки одной и той же марки стали имеют различную склонность к прокаливанию и для оценки этой склонности разработан специальная шкала (фиг. 349).



Фиг. 349. Шкала прокаливаемости углеродистой инструментальной стали.

§ 3. Легированные инструментальные стали

Простые вольфрамовые или ванадиевые стали имеют, как и углеродистая сталь, высокую критическую скорость закалки и требуют при закалке высоких скоростей охлаждения. Обычно инструмент из этих сталей закалывают в воде.

Термическую обработку этих сталей проводят по режимам, аналогичным для углеродистой стали, только применяют более высокую температуру закалки, так как вольфрам и ванадий повышают критические точки (для этих сталей обычно $800^{\circ} \pm 10^{\circ}$). Твердость этих сталей в закаленном состоянии очень высока, и у сталей В1 и В2 достигает 67—69 R_c . После отпуска на 150—170° твердость не должна быть ниже 62 R_c .

Из сталей В1, В2 и Ф можно изготавливать различный режущий инструмент — фрезы, метчики, развертки, сверла. Однако в настоящее время вместо сталей В1, В2 этот инструмент изготавливают из хромистых или хромокремнистых сталей марок Х, 9ХС. Для ножовочных полотен высокой производительности при работе по металлу рекомендуется все же применять сталь марки В2.

Хромистые инструментальные стали имеют большую, чем углеродистые стали, прокаливаемость и износоупорность.

Хром растворяется как в феррите, так и в эвтектоидных карбидах (следовательно, после закалки находится в растворе), и этим следует объяснить, почему хром углубляет закалку, а также несколько повышает устойчивость стали против отпуска.

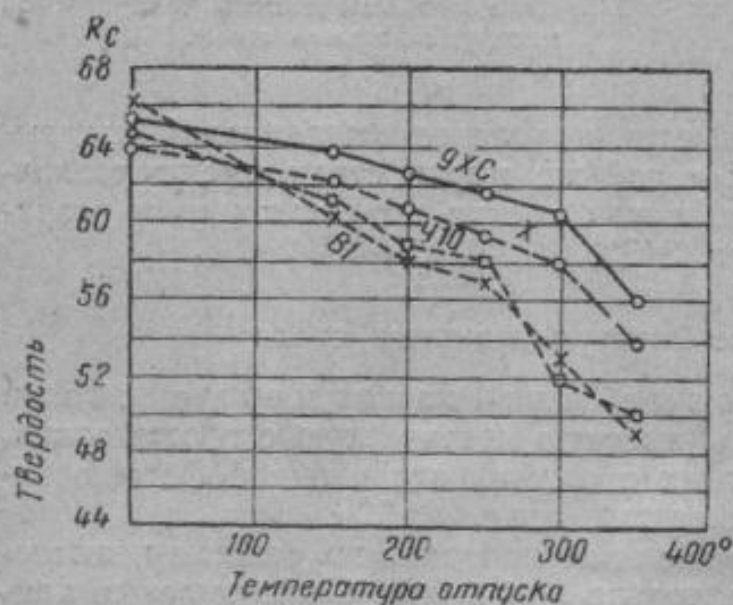
Некоторое количество хрома, растворяющееся в избыточном цементе, который после закалки не переходит в раствор, делает эти карбиды более твердыми, а структуру закаленной стали более устойчивой против износа.

Уже прибавка 0,3—0,5% Сг дает заметное углубление закалки и уменьшает брак, связанный с появлением мягких пятен, что часто встречается в углеродистых сталях с неглубокой прокаливаемостью.

Для режущего и мерительного инструмента применяются стали с содержанием углерода около 1% и хрома около 1,5%.

Сталь X05 можно рассматривать как высокоуглеродистую сталь типа У13, в которой для облегчения закалки и устранения возможного образования мягких пятен введено 0,5% Сг.

Сталь марки Х9 по сравнению со сталью марки Х содержит несколько меньше углерода. Хромистые стали последних двух марок ввиду достаточно высокого содержания хрома (1,5%) могут закаливаться в масле и дают после закалки мартенситную твердость ($R_c = 62-64$). Отпуск после закалки обязателен для хромистых сталей. При желании сохранить наибольшую твердость, равную твердости в закаленном состоянии, температуру отпуска следует брать не выше 150—170°.



Фиг. 350. Влияние температуры отпуска на твердость сталей У10, В1, Х и 9ХС.

9Х как машиностроительной стали для частей машин, испытывающих значительное истирание, но без ударов, — кулачки, эксцентрики, пальцы.

Если ввести в хромистую сталь еще какой-нибудь другой элемент, который растворился бы в феррите, то прокаливаемость увеличилась бы еще больше. Таким и притом недефицитным элементом является кремний.

Введение около 1% кремния в сталь, содержащую 1% С и 1,5% Сг, заметно повышает устойчивость мартенсита против отпуска¹. Это видно из кривых изменения твердости в углеродистой стали (У10), хромистой (Х), вольфрамовой (В1) и хромокремнистой стали (9ХС) в зависимости от температуры отпуска (фиг. 350). На фиг. 350 видно также, что введение в сталь вольфрама, который идет только на образование избыточных карбидов (нерастворимых в аустените при обычных температурах закалки), не повышает устойчивости стали против отпуска.

Сталь марки 9ХС, как содержащая хром и кремний, легко закаливается на полную глубину в масле и мало деформируется при термообработке.

¹ Так как хромокремнистая сталь более устойчива против отпуска, то инструмент из нее может работать при больших скоростях резания, чем инструмент из других легированных сталей.

Следует отметить, что после закалки хромистые стали мало деформируются, что позволяет отнести их к малодеформирующимся сталям (подробнее об этих сталях см. ниже).

Сталь марки Х применяется для инструмента, от которого требуется высокая твердость и износостойкость при глубокой прокаливаемости и малой деформации при закалке. Из стали этой марки изготовляют различные режущие и мерительные инструменты — резцы, зубила для насечки напильников и т. д. Сталь марки 9Х применяется для тех же целей. Весьма рационально применение стали

К недостаткам стали 9ХС следует отнести повышенную склонность к обезуглероживанию и худшую обрабатываемость по сравнению с углеродистой сталью с таким же содержанием углерода.

В ряде случаев в инструментальном деле необходимо, чтобы изготовленный в механических цехах инструмент не менял размеров при закалке. Изменение некоторых размеров инструмента при закалке не опасно, если оно может быть исправлено шлифовкой, но некоторые размеры должны быть сохранены. Возьмем, например, калибр-пробку для измерения гладких цилиндрических отверстий. Изменение внешнего диаметра здесь не опасно, так как пробка по поверхности цилиндра все равно шлифуется. Но если взять калибр для проверки резьбы, то искажение размеров резьбы по шагу может повести к забракованию инструмента, так как такую деформацию, которая притом может быть на разных витках различной, нельзя исправить шлифовкой или рихтовкой.

Во всех случаях, когда необходима минимальная деформация при закалке, следует изготавливать инструмент из *малодеформирующихся инструментальных сталей*. К таким сталям можно отнести хромистые и хромокремнистые стали, но наилучшие результаты в смысле получения малой деформации дают *хромомарганцовистые стали*.

Деформация при закалке получается потому, что удельный объем мартенсита больше, чем удельный объем перлита (исходный перед закалкой структуры стали). Следовательно, объем инструмента после закалки будет больше, чем до закалки. Удельный объем мартенсита (при 1% С) почти на 1% больше удельного объема перлита. Следовательно, если закалить 1 см³ стали, имеющей до закалки перлитовую структуру, то после закалки, если структура будет состоять из одного мартенсита, объем ее будет равен приблизительно 1,01 см³. Однако, если закалить сталь не на мартенсит, а на аустенит, то объем ее уменьшился бы, так как аустенит имеет больший удельный вес, чем перлит.

В высокоуглеродистых сталях в закаленном состоянии наряду с мартенситом имеется еще в значительном количестве остаточный аустенит. Очевидно, чем больше в закаленном состоянии будет аустенита, тем меньше будет изменение объема при закалке. Следовательно, легирование стали такими элементами, которые увеличивают количество остаточного аустенита в закаленном состоянии, будет уменьшать деформацию при закалке.

Следует отметить, что для малой деформации при закалке требуются стали, закаливающиеся в масле. Удельный вес мартенсита не является величиной постоянной: он зависит от состава стали и от условий охлаждения при закалке. Если производить резкую закалку в воде, то объем мартенсита будет больше, чем при закалке в масле.

Хром и марганец снижают критическую скорость закалки и увеличивают количество остаточного аустенита, поэтому эти элементы способствуют получению бездеформационной закалки. Наилучшие результаты получаются при одновременном присутствии обоих этих элементов стали. К малодеформирующимся сталям можно отнести стали марок 9ХС, Х12, Х12М, но наименьшую деформацию (кроме высокохромистых сталей Х12 и Х12М) дают хромомарганцовые стали, которые мы относим к группе малодеформирующихся сталей.

Состав легированных инструментальных сталей, о которых шла речь, указан в табл. 66.

Таблица 66

Состав легированных инструментальных сталей (в %)

Группа сталей	Марка	C	Mn	Si	Cr	W
Закаливаемые в воде	B1	1,05—1,25	≤0,4	≤0,4	—	0,8—1,2
	B2	1,1—1,25	≤0,4	≤0,4	0,1—0,3	1,8—2,2
	Ф	0,95—1,05	≤0,4	≤0,4	—	0,2—0,4
Хромистые	X05	1,25—1,40	≤0,4	≤0,4	0,4—0,6	—
	X	1,0—1,15	≤0,4	≤0,4	1,3—1,6	—
	X9	0,8—0,95	≤0,4	≤0,4	1,4—1,7	—
Хромокремнистые	9ХС	0,85—0,95	≤0,4	1,2—1,6	0,95—1,25	—
Малодеформирующиеся	XГ	1,3—1,5	0,45—0,7	≤0,4	1,3—1,6	—
	XВГ	0,9—1,05	0,8—1,1	≤0,4	0,9—1,2	1,2—1,6
Алмазная	XВ5	1,25—1,5	≤0,4	≤0,4	0,4—0,7	4,5—5,5
Высокохромистые	X12	2,0—2,3	≤0,4	≤0,4	11,5—13,0	—
	X12М	1,45—1,70	≤0,4	≤0,4	11,0—12,5	0,5—0,8W 0,15—0,30

Из малодеформирующихся сталей сталь XВГ обладает лучшими режущими свойствами, чем сталь XГ, вследствие того, что в ней образуется избыточный, легированный вольфрамом цементит. Обычный режим термообработки стали XГ заключается в нагреве под закалку до температуры 820—850° с охлаждением в масле и в отпуске в зависимости от требуемой твердости, обычно в интервале температур 160—220°. Твердость, даже при отпуске 220°, сохраняется выше 60 R_c.

Алмазной или рифельной сталью называют сталь, имеющую очень высокую твердость и устойчивость против истирания, достигаемые введением в сталь элементов, образующих избыточные нерастворимые карбиды. При введении в сталь около 5% вольфрама и при достаточном количестве в стали углерода образуется большое количество избыточных вольфрамовых карбидов, которые, будучи вкрапленными в основную твердую мартенситную основу, очень сильно повышают износоупорность и устойчивость стали в работе. Обладающая высокой твердостью и износоупорностью алмазная сталь применяется для чистовой обработки твердых материалов — чугунных изделий с отбеленной поверхностью, нагартованных изделий, изделий из камня и т. д.¹.

¹ Эта сталь не является быстрорежущей, она не имеет свойства красностойкости, поэтому ее нельзя применять при работе с большими скоростями резания, но при малых скоростях резания и при обработке твердых материалов малыми стружками алмазная сталь более продолжительное время (даже по сравнению с быстрорежущей) сохраняет острую режущую грань. Помимо металлообрабатывающего инструмента (строгальных, токарных, рифельных резцов, фрез, граверного инструмента и т. д.) из алмазной стали изготовляют острый хирургический и зубоорудный инструмент.

Сталь ХВ5 можно закаливать как в масле, так и в воде. При закалке в воде следует применять более низкую температуру закалки ($800-820^{\circ}$), при закалке в масле — более высокую ($850-860^{\circ}$). Эту сталь отпускают при низкой температуре, чтобы по возможности уменьшить закалочные напряжения, но ни в коем случае не снизить твердость. Обычная температура отпуска 150° . Твердость после такой термической обработки обычно находится в пределах $65-67 R_c$.

Исключительно высокую устойчивость стали против истирания (при твердости $R_c = 63-64$) можно получить введением в сталь большого количества хрома при одновременном высоком содержании в стали углерода. Такие стали обычно содержат около 12% Cr и $1,5-2\%$ C. При этом в стали образуется большое количество карбидов $(Cr, Fe)_7C_{21}$, наличие которых сильно повышает износостойкость стали.

Наша качественная металлургия изготовляет две марки высокохромистой стали (табл. 66).

Как видно, сталь Х12 не содержит дефицитных элементов, тогда как сталь Х12М содержит небольшие присадки молибдена и ванадия.

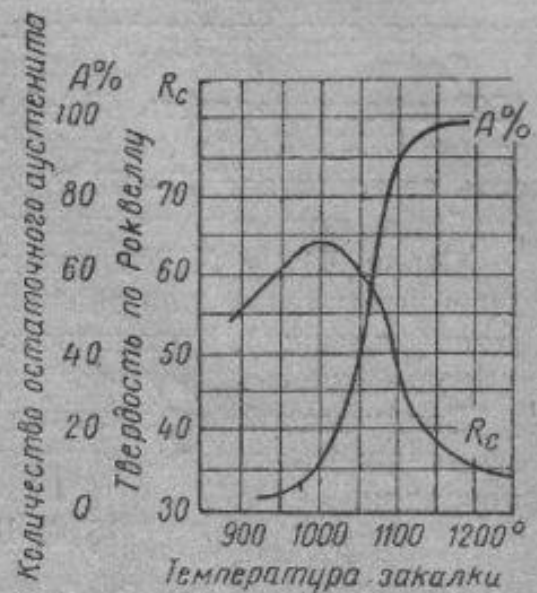
Эти высокохромистые стали содержат очень большое число хромистых карбидов и являются сталями ледобуритного класса. В литом виде первичные карбиды, выделявшиеся во время затвердевания стали, образуют эвтектику — ледобурит. Но при ковке эвтектика разбивается, а в отожженном послековки состоянии структура должна состоять из сорбитообразного перлита с включениями избыточных карбидов.

При нагреве под закалку после перехода через критическую точку карбиды растворяются в аустените. Чем выше температура закалки, тем больше растворилось карбидов в аустените, тем больше аустенит содержит в растворе углерода и хрома, что существенно отражается на свойствах стали.

На фиг. 351 дана диаграмма, показывающая твердость R_c и количество аустенита ($A\%$) в стали Х12М в зависимости от температуры закалки.

Вначале с повышением температуры закалки твердость возрастает. Это объясняется тем, что хромистые карбиды плохо растворяются в аустените, а при закалке от температур $850-900^{\circ}$ получается недостаточно легированный мартенсит. Наибольшая твердость в стали Х12М получается при закалке от температур приблизительно около 1000° . Дальнейшее повышение температуры ведет к снижению твердости вследствие еще большего растворения хромистых карбидов и увеличения количества остаточного аустенита.

Необходимую высокую твердость стали Х12 и Х12М можно получить, закаливая ее в масле от высоких температур и получая, следовательно, большое количество остаточного аустенита, а затем путем



Фиг. 351. Влияние температуры закалки на твердость и количество аустенита в стали Х12М (Берхен).

отпуска добиваясь разложения остаточного аустенита. Такой метод обработки, применяемый для быстрорежущей стали, принят и при обработке высокохромистых сталей X12 и X12M. Но чаще сталь X12 и X12M закалывают от температур, дающих наибольшую твердость. Оптимальным интервалом температур закалики для стали X12 является 975—1000°, а для стали X12M — 1000—1030°. В этом случае твердость сразу после закалки должна быть около 62—64 R_c.

Температура отпуска для сталей X12 и X12M берется несколько выше, чем для других инструментальных сталей, так как мартенсит в этой стали более устойчив. При закалке на максимальную твердость, чтобы твердость при отпуске не снизилась ниже 62 R_c, отпуск дают при температурах до 200—220°. Более высокая температура отпуска вызывает снижение твердости.

Сталь X12 и X12M, закаленная на аустенит от температуры 1100—1150°, имеет твердость 40±5 единиц Роквелла, отпускается при температуре 525°. После двукратного отпуска при этой температуре твердость ее достигает 60—62 R_c; более высокой твердости при таком методе обработки получить не удается.

Стали X12 и X12M применяются для штампов при холодной и горячей штамповке, для различного режущего инструмента (фрезы, протяжки, плашки), различного мерительного инструмента (калибры, шаблоны, кольца), волочильных досок и т. д.

Ввиду малой деформации при закалке сталь X12 следует особенно рекомендовать для изготовления инструмента и штампов сложной конфигурации.

§ 4. Штамповые стали

Одним из видов обработки металлов давлением является штамповка. Инструментами, применяемыми при штамповке, являются штампы. Штампы делятся на три группы:

- 1) штампы, деформирующие металл в горячем состоянии, — ковочные (молотовые), обрезающие, высадочные, гибочные, чеканочные и т. д.;
- 2) штампы, деформирующие металл в холодном состоянии, — пробивные, обрезающие, вытяжные, гибочные и др.;
- 3) штампы (точнее, формы) для литья под давлением.

Условия работы стали при различных видах штамповки сильно отличаются друг от друга.

При штамповке в горячем состоянии штампуемый металл под действием сближающихся половинок штампа деформируется и заполняет внутреннюю полость штампа. Так как в работе внутренняя полость штампа, которая деформирует металл («фигура»), соприкасается с нагретым металлом, то от штамповой стали для горячей штамповки требуются не только определенные механические свойства в холодном состоянии, но и достаточно высокие механические свойства в нагретом состоянии. Особенно желательно иметь высокий предел текучести (пропорциональности) в штампах для прессовки, чтобы при высоких давлениях штамп не деформировался. Для кузнечных штампов большое значение имеет вязкость, чтобы штамп не разрушился во время работы при ударе о металл. Устойчивость против износа во всех случаях очень важна, так как обеспечивает долговечность работы штампа.

Для штамповки в холодном состоянии от стали, идущей на изготовление штампов, обычно требуется высокая твердость (в холодном состоянии), обеспечивающая устойчивость стали против истирания;

хотя и вязкость, особенно для пуансонов, имеет также первостепенное значение.

При горячей штамповке сталь должна иметь как можно меньшую чувствительность к местным нагревам. В недостаточно вязкой (пластичной) стали, например в плохо отпущенной стали, местный нагрев может повести к образованию трещин. Еще более тяжелые условия работы испытывает сталь в штампах (прессформах) для литья под давлением. Нагрев рабочей поверхности формы расплавленным металлом, с одной стороны, и охлаждение водой внутренних частей формы — с другой (во избежание сильного разогрева рабочих поверхностей), ведут к значительным тепловым напряжениям. Сталь, применяемая для прессформ, должна быть также достаточно износоупорна, иметь высокие механические свойства в нагретом состоянии и хорошо сопротивляться разъеданию поверхности формы расплавленным металлом.

Кроме перечисленных свойств от стали, из которой изготовляют штампы больших объемов, требуется хорошая прокаливаемость. Сталь, применяемая для штампов и пуансонов сложных конфигураций, должна иметь малую деформируемость при закалке.

Ввиду многочисленных и разнообразных требований, предъявляемых к штампам, и в зависимости от назначения их, применяются различные марки сталей, начиная от простых углеродистых и кончая сложнелегированными сталями.

Штампы для горячей штамповки изготовляются как из углеродистых, так и из легированных сталей. Углеродистая сталь применяется для штампов с более легкими условиями работы, легированная — для штампов, работающих в тяжелых условиях. К тяжелым условиям работы следует отнести штамповку с большими удельными давлениями на поверхность штампа, например штамповку больших объемов металла, штамповку при больших степенях деформации, штамповку изделий из твердых и малопластичных сплавов. К тяжелым условиям работы штампа можно также причислить штамповку с большой производительностью (в минуту делается большое число ударов) или когда выемка в штампе, образующая фигуру, является глубокой, со сложной конфигурацией.

Для штампов обычно применяют углеродистые стали с содержанием углерода от 0,6 до 1,0%, т. е. стали марок У7, У8 и У9. Наибольшее применение при изготовлении штампов имеет сталь У7 ($C=0,60—0,74\%$).

Легированная сталь для штампов обычно содержит углерод в пределах 0,3—0,7%. Легирование стали производится элементами, растворяющимися в феррите и повышающими прочность и вязкость стали. Следовательно в первую очередь штамповые стали легируют такими элементами, как кремний, никель, марганец. Ввиду сравнительно малого содержания углерода в штамповых сталях хром и молибден также в основном растворяются в феррите. Для повышения износоупорности поверхности штампа и образования карбидов в сталь вводят вольфрам. Карбиды могут образовываться также из той части хрома и молибдена, которая не растворилась в феррите.

Химический состав штамповых сталей дан в табл. 67.

Для кузнечных (молотовых) штампов, от которых требуется большая вязкость (так как их работа сопряжена с ударами) и глубокая прокаливаемость (ввиду обычно крупных размеров штампов), применяют стали с небольшим содержанием углерода и легирующими эле-

Химический состав стали для штампов горячей штамповки (в %)

Марка	C	Cr	Ni	Si	Mn	W	Mo
7X3	0,6—0,75	3,2—3,8	—	<0,3	<0,4	—	—
8X3	0,75—0,83	3,2—3,8	—	<0,35	<0,4	—	—
4XC	0,35—0,45	1,3—1,6	—	1,2—1,5	<0,4	—	—
3XB8	0,30—0,40	2,2—2,7	—	<0,35	<0,4	7,5—9,0	—
ЭИ160	0,35—0,40	7,0—9,0	—	<0,45	<0,4	2,0—3,0	—
4XBC	0,35—0,44	1,0—1,3	—	0,6—0,9	<0,4	2,0—2,5	—
5XBC	0,45—0,54	1,0—1,3	—	0,5—0,8	<0,4	2,2—2,7	—
5XHM	0,50—0,60	0,5—0,8	1,4—1,8	<0,35	0,5—0,8	—	0,15—0,30
6XHM	0,60—0,70	0,5—0,8	1,4—1,8	<0,35	0,5—0,8	—	0,15—0,30
5XGM	0,50—0,60	0,6—0,9	—	0,25—0,65	1,2—1,6	—	0,15—0,30

ментами, способствующими прокаливаемости, — хромом, никелем, марганцем, молибденом.

Для этой цели применяются хромоникельмолибденовые стали 5XHM и 6XHM, но так как эти стали содержат два дефицитных элемента — никель и молибден, — то заменяются теперь сталью 5XGM, аналогичной по свойствам, но с одним дефицитным элементом — молибденом.

Для высадочных штампов (матриц, пуансонов, толкателей) применяют сталь 7X3 с глубокой прокаливаемостью и высокой устойчивостью против истирания.

Для чеканочных штампов наилучшие результаты по стойкости имеет сталь 3XB8, но так как она содержит много вольфрама, ее следует заменять сталью марок 7X3 и ЭИ160.

Для пневматического инструмента применяют хромкремнистые стали. Обычно ударные части изготавливают из стали 4XC, которая заменяет более дорогую сталь 4XBC¹.

Штампы из легированной стали всегда закалывают в масле; обычно закалывают весь штамп. Охлаждают в масле до температуры около 100°. После этого штамп немедленно отпускают, причем после отпуска всего штампа на плите дополнительно отпускают до более высокой температуры хвостовик. Разность твердости между рабочей частью и хвостовиком должна составлять 50—100 НВ. Твердость регулируется температурой и продолжительностью отпуска.

При холодной штамповке металла также применяют различные способы. Вырубные, пробивные или отрезные штампы вырезают из полос и листов простые или сложные контуры. Гибочные и вытяжные штампы изгибают листовый материал или выштамповывают полые тела из плоских листов.

Во всех этих случаях при наличии большого давления и трения в рабочих частях штампа значительной ударной нагрузки не бывает.

¹ Приведенные примеры не охватывают всего разнообразия различных видов инструмента для горячей деформации металла и всех марок штамповых сталей, приведены лишь наиболее типичные случаи и наиболее распространенные марки сталей.

Чтобы противостоять давлению и износу, рабочие части штампа должны обладать высокой поверхностной твердостью порядка 58—60 R_c .

Так как углеродистая сталь дает неглубокий закаленный слой, то ее можно применять в качестве материала штампов лишь при штамповке относительно тонких листов, когда не приходится опасаться, что возникающие напряжения способны разрушить закаленный слой. Более толстые листы или листы из высокопрочных сталей, как например сталь 30ХГС, штампуют в штампах из легированной стали с более высокими механическими свойствами. Для штамповки тонких листов рабочие детали штампов (матрицы, пуансоны), имеющие сложную форму, изготавливают из легированных сталей, мало деформирующихся при закалке.

Для штампов холодной штамповки применяют углеродистые стали марок У9 и У10 и легированные — различные хромистые стали с малой склонностью к деформации и с глубокой прокаливаемостью, как стали марок Х, 9ХС, ХГ, Х12, Х12М.

Закалку производят от обычных для этих сталей температур, причем углеродистую сталь закалывают в воде, а легированную — в масле.

Ввиду необходимости получить неравномерную твердость (в рабочей части пуансона или матрицы твердость должна быть около 58—60 R_c , а в хвостовой части пуансона — около 25—35 R_c) хвост отпускают в свинцовой ванне, имеющей температуру 700—720° с нагревом рабочей части до желтого цвета побежалости путем теплопередачи.

Ввиду высокой стоимости изготовления прессформ необходимо стремиться повысить их стойкость. Лишь для неответственных, легкосменяемых деталей (различные вставки, шпильки, болты и т. д.) применяют углеродистые конструкционные стали с 0,2—0,5% С, в остальных случаях применяют высококачественную легированную сталь. Для менее ответственных деталей форм при отливке легкоплавких сплавов можно иногда ограничиться сталью марок 4ХС или 4ХВС, но во всех ответственных случаях приходится применять высоковольфрамовую сталь марки 3ХВ8 или ее заменитель ЭИ160.

Правильный выбор материала для инструмента обеспечивает высокую его стойкость в работе. Таблица 68 ориентирует читателя при выборе стали. Заштрихованные места указывают, какую марку стали следует выбрать для того или иного вида инструмента.

§ 5. Быстрорежущие стали

Прежде чем изучать свойства и термическую обработку быстрорежущих сталей, необходимо ознакомиться с условиями работы быстрорежущей стали как материала, из которого сделан инструмент.

Возьмем наиболее простой инструмент — резец (хотя наши рассуждения в общих чертах справедливы и для других видов режущих инструментов). На отделение от обрабатываемого изделия стружки затрачивается определенная механическая работа, которая в процессе резания превращается в тепло. Это тепло рассеивается в атмосферу, нагревает обрабатываемый предмет, стружку, резец. Чем тверже материал, чем больше размер стружки, чем больше скорость резания, тем больше выделяется в единицу времени тепла, тем сильнее разогревается в работе режущая часть инструмента.

При обработке резанием обрабатываемый материал истирает заднюю грань резца, а стружка истирает переднюю грань, сбегая по ней

Таблица 68

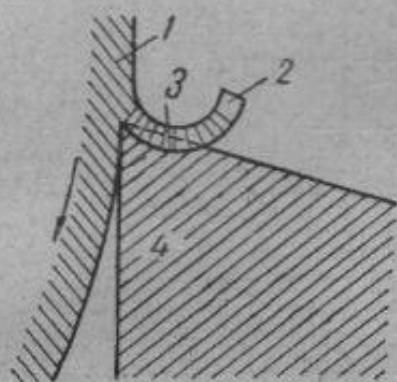
Схема рационального назначения инструментальных сталей

Сталь		Инструмент										
У8-У12	В1, В2	Х, Х9	9ХС	ХГ	ХВ5	Х12, Х12М	5ХГМ, 6ХНМ	4ХС, 4ХВС	7ХЗ	3ХВ8, 3Н160	Быстрорежущие стали	Режущий инструмент по металлу (легкие условия резания)
												Режущий инструмент по металлу (тяжелые условия резания)
												Напильники
												Ножовки по металлу
												Мерительный инструмент
												Инструмент, который не должен деформироваться при закалке
												Инструмент для алмазной расточки
												Мологовые штампы
												Высадочные и чеканочные штампы
												Штампы для холодной штамповки
												Волоочильные доски
												Формы для литья под давлением

(фиг. 352). Истирание по задней грани при обработке стали незначительно, но по передней грани стружка интенсивно вырабатывает лунку. В определенный момент перемычка между задней и передней гранями не выдерживает давления стружки, происходит прорыв режущей грани и мгновенная «посадка» резца.

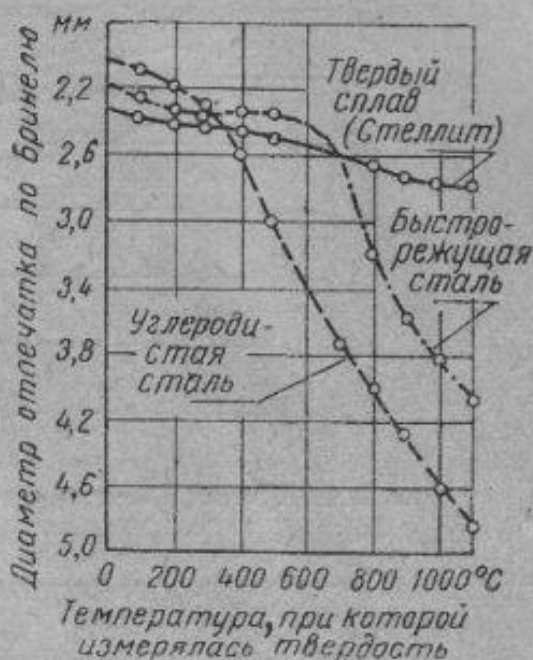
Продолжительность работы резца зависит от того, насколько быстро вырабатывается лунка, а это зависит от износоупорности быстрорежущей стали в нагретом состоянии.

Температура разогрева инструмента зависит от условий резания. Чем производительнее работает инструмент, чем больше стружки он



Фиг. 352. Образование лунки на режущей кромке вследствие истирания от стружки.

1—обрабатываемый материал, 2—стружка, 3—лунка, 4—резец.



Фиг. 353. Твердость в нагретом состоянии различных инструментальных сплавов.

снимает в единицу времени, чем выше сопротивление материала отделению стружки, тем до более высоких температур разогревается его режущая часть. В наиболее нагретой части резца температура достигает 600—700°. Если под действием этой температуры сталь инструмента не размягчается, инструмент сохраняет износоупорность и режущие свойства долгое время.

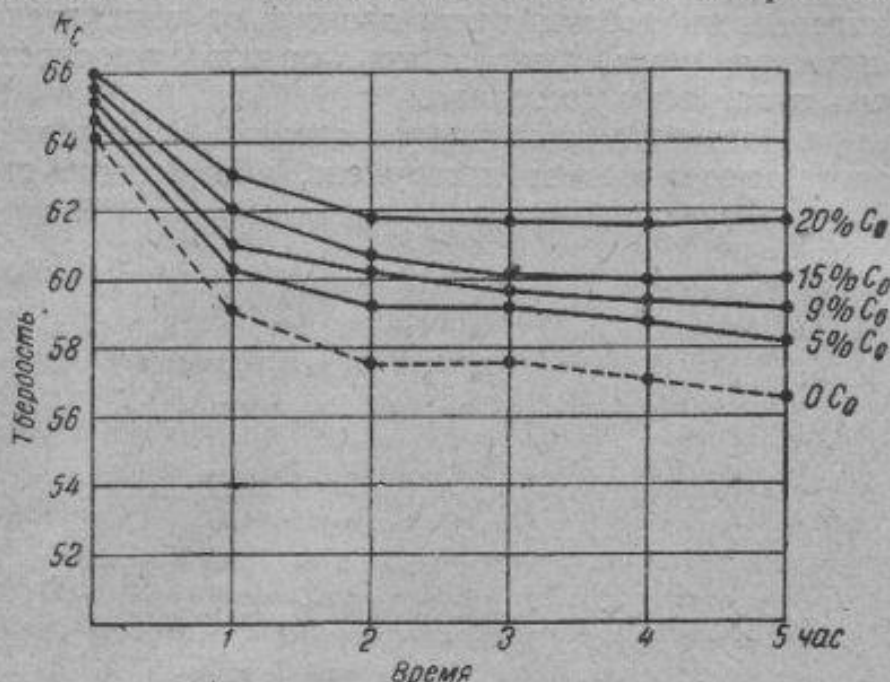
Если для упрощения принять, что износоупорность в нагретом состоянии характеризуется твердостью в нагретом состоянии¹, то придется заключить, что быстрорежущая сталь должна иметь высокую твердость в нагретом состоянии.

На фиг. 353 даны кривые, показывающие твердость трех различных сплавов, измеренную при разных температурах. Твердость углеродистой стали после нагрева на 200° начинает быстро падать; следовательно, для этой стали недопустим режим резания, при котором инструмент нагрелся бы выше 200—250°. У быстрорежущей стали высокая твердость сохраняется при нагреве до 600—650°. Значит этот разогрев еще можно допустить на режущей кромке, и инструмент из быстрорежущей стали будет более производителен, чем инструмент из

¹ Это упрощение тем более допустимо, что удовлетворительной методики испытания на износ в горячем состоянии еще не разработано.

углеродистой стали. Еще более производительным будет инструмент из твердого сплава, так как температура до 1000° мало влияет на снижение его твердости.

Следует подчеркнуть, что твердость в холодном состоянии не определяет режущей способности стали. Как видно из фиг. 353, твердость



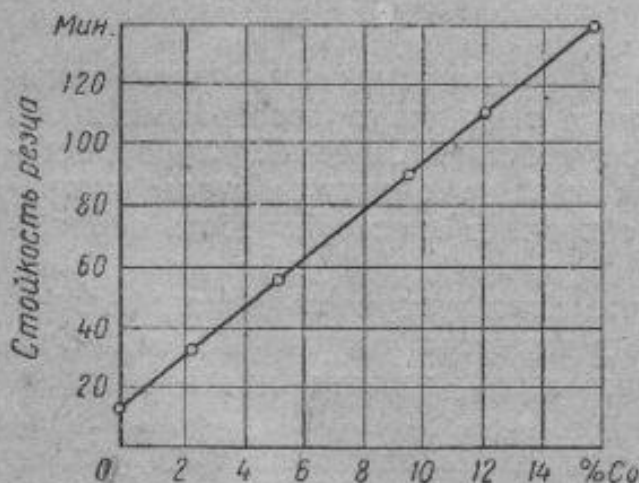
Фиг. 354. Краснотойкость быстрорежущей стали с различным содержанием кобальта (Гуляев).

углеродистой стали при нормальной температуре даже выше, чем быстрорежущей.

Но от быстрорежущей стали требуется не только высокая твердость в горячем состоянии, но и сохранение ее при длительных нагревах.

Иначе говоря, быстрорежущая сталь должна обладать краснотойкостью, устойчиво сохраняя твердость в нагретом состоянии.

На фиг. 354 даны кривые изменения твердости различных сортов высококовольфрамовой быстрорежущей стали после нагрева на 600° с различной продолжительностью выдержки. Каждая кривая относится к стали с определенным содержанием кобальта, причем, как видно из фиг. 355, кобальт повышает режущие свойства. Сопоставление данных, приведенных на фиг. 354 и 355, позволяет утверждать, что благотворное влияние кобальта на ре-



Фиг. 355. Влияние кобальта на режущие свойства быстрорежущей стали с 18% W, 4% Cr и 1% V (Гельфанд).

жущие свойства является прямым следствием того, что кобальт повышает устойчивость против смягчения при нагреве, т. е. повышает краснотойкость.

Рассмотрим, какие особенности строения определяют высокую краснотойкость быстрорежущих сталей. У закаленной быстрорежущей ста-

ли после нагрева на 600° твердость не снижается, тогда как у закаленной углеродистой стали после нагрева на эту температуру твердость снижается почти до уровня твердости отожженной стали. Очевидно, это вызвано различием химического состава и вследствие этого различным строением этих сталей.

Высокая твердость мартенсита объясняется растворением углерода в α -железе. Как мы знаем, при отпуске закаленной на мартенсит углеродистой стали из мартенсита выделяется углерод в виде химического соединения Fe_xC . Пока выделившийся карбид еще находится в мельчайшем дисперсном рассеянии, т. е. в первых стадиях выделения при отпуске до 200° , твердость заметно не снижается. Но если температуру отпуска поднять выше 200° , то происходит рост карбидных выделений, и твердость быстро падает.

Чтобы сталь устойчиво сохраняла твердость при нагреве, нужно затруднить процесс выделения углерода из мартенсита, легировать сталь такими элементами, которые затрудняли бы процесс распада мартенсита.

Если ввести в сталь какой-нибудь карбидообразующий элемент (например хром), то вначале при небольших присадках он растворяется в цементите, образуя легированный цементит, который выделяется из мартенсита при несколько более высоких температурах, чем нелегированный цементит, причем укрупнение выделений легированного цементита происходит с большим трудом.

При увеличении содержания карбидообразующего элемента сверх определенного предела начинают образовываться специальные карбиды. При содержании более 3% Cr в стали наряду с легированным цементитом уже находится специальный карбид хрома Cr_7C_3 , при 5% Cr цементит пропадает и остается только карбид хрома.

Специальный карбид выделяется из мартенсита при гораздо более высоких температурах, чем цементит. Практически заметное выделение специальных карбидов хрома, вольфрама, молибдена или других элементов происходит при температурах выше 500° .

Если связать в стали весь углерод (или значительную часть его) в специальный карбид, а цементита не будет вовсе или будет мало, то смягчение мартенсита произойдет лишь тогда, когда выделится и укрупнится двойной карбид, т. е. при нагреве выше $500-600^{\circ}$. Очевидно, такая сталь будет сохранять высокую мартенситовую твердость при отпуске до этих температур, будет красностойкой и может быть использована как быстрорежущая.

Таким образом, красностойкость создается легированием стали карбидообразующими элементами при введении их в сталь в таком количестве, когда они связывают почти весь углерод в специальный карбид.

Таковыми элементами являются в первую очередь хром, вольфрам, молибден и ванадий, на присадках которых в различных комбинациях и основаны все современные быстрорежущие стали. Использовать другие карбидообразующие элементы (марганец, титан, ниобий и др.) для составления быстрорежущих сталей практически пока не удалось.

В настоящее время имеется большое разнообразие типов быстрорежущих сталей.

В табл. 69 указаны составы наиболее распространенных быстрорежущих сталей.

Состав быстрорежущих сталей (в %)

Таблица 69

№ по пор.	Марка	C	W	V	Cr	Прочие
1	РФ1	0,68—0,80	17,5—18,5	1,0—1,4	3,8—4,8	
2	ЭИ262	0,85—0,95	8,1—10,0	2,0—2,6	4,0—4,6	
3	ЭИ347	0,7—0,8	8,5—10,0	1,4—1,7	4,0—4,6	
4	РК10	0,75—0,85	17,5—19,0	1,7—2,2	3,6—4,5	Со 9,5—11,0
5	ЭИ184	0,80—1,00	3,5—4,8	1,0—1,5	7,0—9,0	
6	ЭИ382	0,85—0,95	4,0—5,0	1,8—2,3	4,0—5,0	Ti 0,1—0,3

Сталь РФ1 имеет наибольшее распространение. За границей (США) эта сталь известна под маркой 18-4-1, что показывает примерное содержание в ней вольфрама, хрома и ванадия.

Сталь этого типа известна более 50 лет. Основной ее недостаток — крайняя дефицитность входящих в нее легирующих элементов. Наличие в ней 18% вольфрама делает ее очень дорогой, поэтому уменьшение содержания вольфрама или замена вольфрама другими элементами (например молибденом) составляла задачу многочисленных изысканий¹.

Наиболее широкое применение наряду со сталью РФ1 имеет ЭИ262 и отчасти близкая ей по составу сталь ЭИ347. Эти стали, содержа значительно меньший процент вольфрама, не уступают стали РФ1 в режущих свойствах. Стали ЭИ184 и ЭИ382 уступают им в отношении режущих свойств (первая в большей, вторая в меньшей степени) и поэтому применяются ограниченно.

Сталь РК10 хотя и обладает более высокими, чем сталь РФ1, режущими свойствами ввиду дефицитности кобальта применяется лишь для инструмента, работающего в особо тяжелых условиях².

Все быстрорежущие стали относятся к ледебуритному классу сталей и в литом виде имеют структуру белого доэвтектического чугуна.

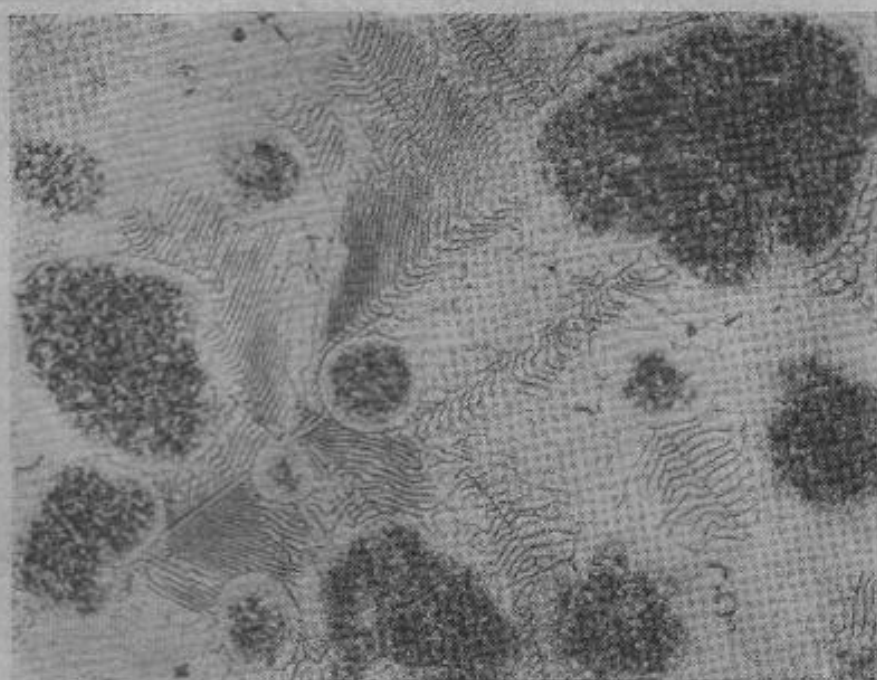
В литой стали имеются три типа карбидов, выделившихся в разное время в процессе охлаждения. Первичные карбиды выделяются в виде эвтектики (ее называют обычно ледебуритом, хотя правильное ледебуритом называть лишь эвтектику в железоуглеродистых сплавах). В вольфрамовых быстрорежущих сталях эвтектика имеет «скелетообразный» вид, где пластинки карбидов чередуются с аустенитом (фиг. 356). После затвердевания при дальнейшем охлаждении из аустенита выделяются вторичные карбиды и, наконец, при температуре A_1

¹ Ввиду дефицитности молибдена молибденосодержащие быстрорежущие стали (ЭИ260, ЭИ277, ЭИ276, ЭИ290) в последнее время также не применяются и в табл. 69 они не приведены.

² В настоящее время вводится унифицированное обозначение быстрорежущих сталей. После первой буквы Р, обозначающей все быстрорежущие стали (от слова «рапид» — скорость), следующая цифра показывает содержание вольфрама. Согласно этой системе сталь РФ1 обозначается Р18, сталь ЭИ262 — Р9, сталь ЭИ184 — Р4.

(при $\sim 800-850^\circ$) наступает перлитное превращение, т. е. распад аустенита на легированный феррит и мелкие (эвтектоидные) карбиды.

Ковка вносит изменение в строение быстрорежущей стали, так как разбивает эвтектику на отдельные обособленные карбиды, и в отожжен-

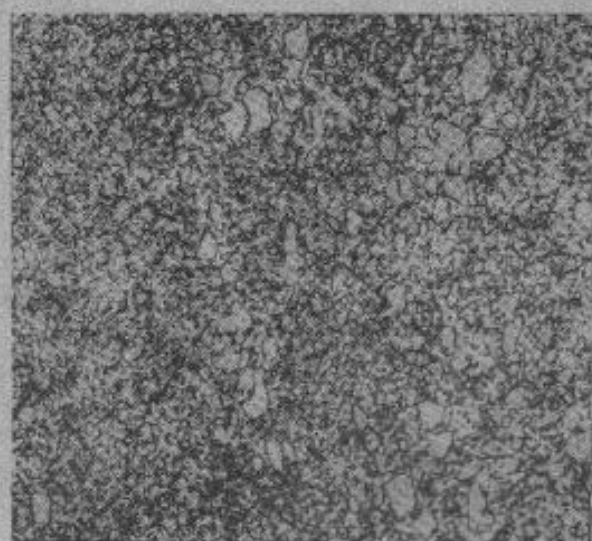


Фиг. 356. Ледебуритная эвтектика в быстрорежущей стали. $\times 1000$.

ном виде можно наблюдать три вида карбидов: крупные обособленные первичные карбиды, более мелкие вторичные и очень мелкие, входящие в основной сорбитовый фон эвтектоидные карбиды (фиг. 357). Феррит, который в смеси с эвтектоидными карбидами дает сорбитовый фон, не является чистым железом, а содержит в растворе некоторые из легирующих примесей.

В стали РФ1 присутствует только карбид Fe_3W_2C . Последний растворяет почти все количество ванадия, имеющегося в стали. Хром же примерно поровну распределен между ферритом и карбидной фазой¹.

Нагрев быстрорежущей стали до критической точки A_{c1} ($800-850^\circ$) не сопровождается структурными изменениями. При переходе через критическую точку происходит превращение эвтектоида в аустенит. Дальнейший нагрев ведет к растворению во вновь образовавшемся аустените вторичных карбидов и к насыщению аустенита углеродом и легирующими элементами.

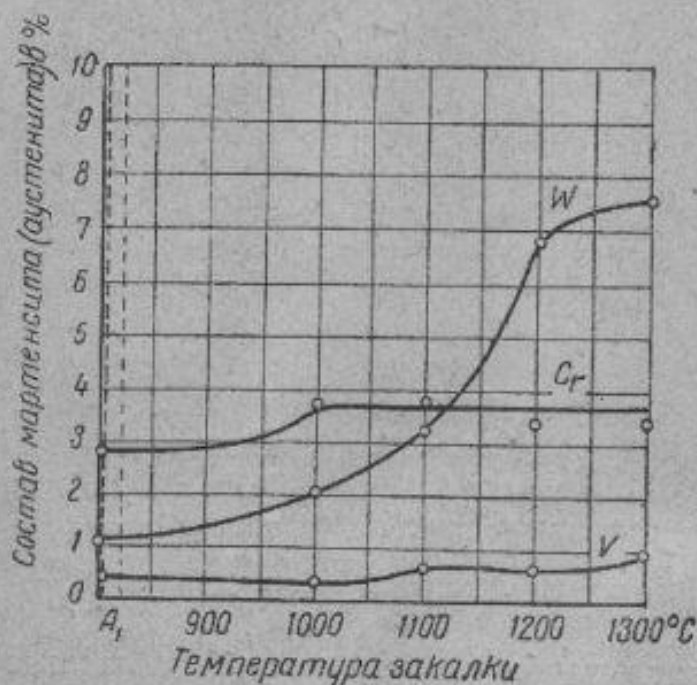


Фиг. 357. Структура отожженной быстрорежущей стали. $\times 1000$.

¹ В стали ЭИ262 и ЭИ347 имеются две карбидные фазы: Fe_3W_2C и VC и в стали ЭИ184 одна Cr_7C_3 , растворяющих в себе железо, вольфрам и ванадий.

На фиг. 358 даны кривые, показывающие, как насыщается легирующими элементами по мере повышения температуры аустенит быстрорежущей стали марки РФ1.

Из диаграммы видно, что закалка от относительно низкой температуры, например 1100°, дает недостаточную насыщенность аустенита вольфрамом. Аустенит при закалке превращается в мартенсит, который сохраняет в растворе элементы, растворившиеся в аустените. Следовательно мартенсит, полученный из более легированного аустенита, также будет более сильно легирован и в работе окажется более устойчив,



Фиг. 358. Состав аустенита (мартенсита) стали РФ1 в зависимости от температуры закалки (Гуляев).

так как будет обладать более высокой красностойкостью. Эти данные показывают, что для получения высоколегированного и устойчивого мартенсита быстрорежущую сталь следует закалывать при возможно более высокой температуре.

Предельной температурой закалки будет та, выше которой начнется интенсивный рост зерна или образование карбидной сетки или местное оплавление.

На растворимость карбидов заметно влияет и выдержка при температуре закалки. Увеличивая выдержку при температуре закалки, мы также способствуем растворению вторичных карбидов. Целесообразной выдержкой бу-

дет та, которая при данной температуре обеспечит достаточное насыщение аустенита, но не даст роста аустенитного зерна, окисления и обезуглероживания.

Следует отметить, что и при максимально высокой температуре закалки первичные карбиды не растворяются в аустените. Положительная роль избыточных первичных карбидов сказывается в том, что они механически препятствуют росту аустенитного зерна. Без первичных карбидов, при применяемых высоких температурах закалки (1200° и выше) было бы крупное зерно аустенита, тогда как известно, что у большинства быстрорежущих сталей зерно получается мелкое, а излом фарфоровидный, матовый.

Металлографические исследования быстрорежущей стали хорошо показывают те изменения в строении, которые происходят в стали при нагреве.

На фиг. 359 приводится микроструктура стали РФ1 после закалки от 1240°. Зерно аустенита мелкое, и большое количество карбидов осталось вне раствора. На фиг. 360 приводится микроструктура той же стали, после закалки от 1280°. Эта температура является оптимальной. Зерно аустенита несколько укрупнилось, но зато количество карбидов значительно уменьшилось, что свидетельствует о получении более легированного аустенита. Более высокий, чем это следует, нагрев ведет к

значительному росту зерна, к образованию сетки карбидов, а иногда даже и к оплавлению и появлению эвтектической структурной составляющей (фиг. 361).

Как влияет температура закалки на степень легированности аустенита, видно из фиг. 358. То, что повышение легированности достигается именно растворением карбидов, иллюстрирует фиг. 362, из которой видно, как с повышением температуры закалки уменьшается число избыточных карбидов, не перешедших в раствор.

Из фиг. 362 видно, что сталь РФ1 содержит значительно больше избыточных карбидов, чем остальные стали. Это делает ее менее чувствительной к перегреву (росту зерна). Так как в этой стали после закалки от оптимальной температуры (1280—1300°) большое количество вольфрамовых карбидов осталось вне раствора, то аустенит (мартенсит после закалки) содержит не 18, а всего лишь 7—8% W (см. фиг. 358), столько же, как и мартенсит в сталях ЭИ347, ЭИ262. Этим объясняется, что несмотря на такое большое различие в содержании вольфрама у сталей РФ1, ЭИ262 и ЭИ347 режущие свойства их очень близки, ибо, как мы указали выше, режущие свойства зависят главным образом от красностойкости, а последнее зависит от степени легированности мартенсита, а не от общей легированности стали.

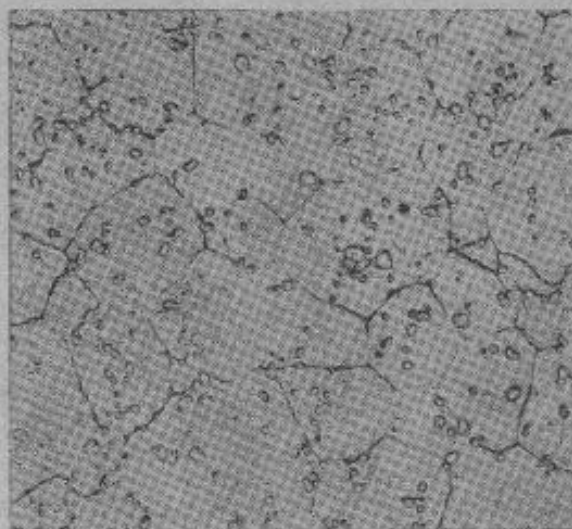
Так как с повышением температуры закалки увеличивается содержание в аустените углерода и легирующих элементов, активно снижающих мартенситную точку, то повышение температуры нагрева ведет к снижению мартенситной точки в быстрорежущей стали.

На фиг. 363 даны кривые, показывающие, как с повышением температуры закалки снижаются мартенситные точки M_s и M_f .

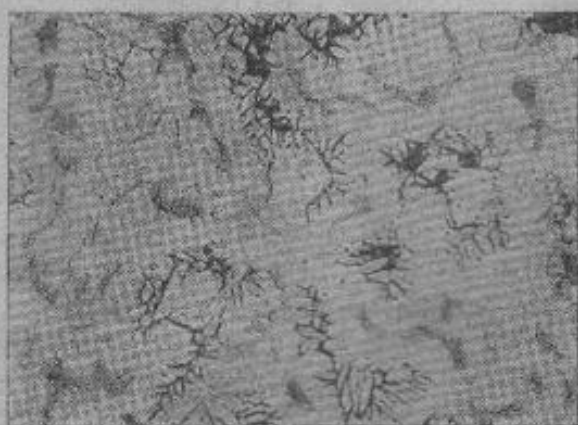
При температурах закалки вы-



Фиг. 359. Микроструктура стали РФ1 после закалки от 1240°. $\times 500$.

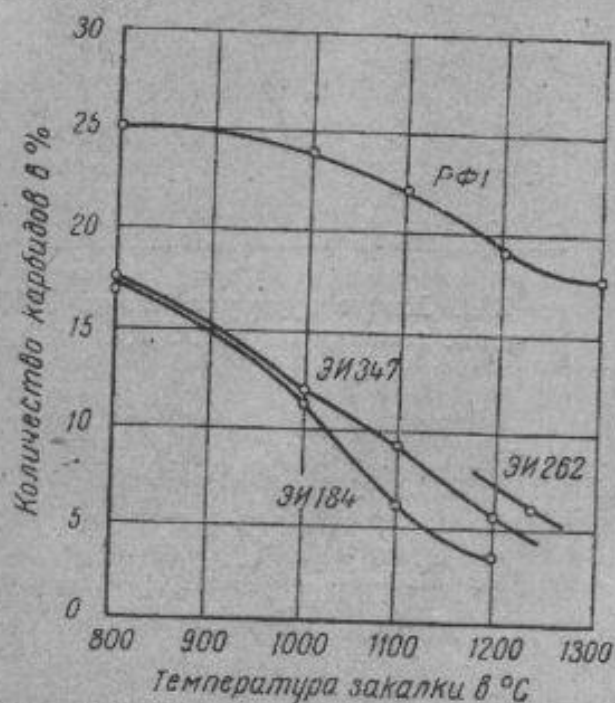


Фиг. 360. Микроструктура стали РФ1 после закалки от 1280°. $\times 500$.

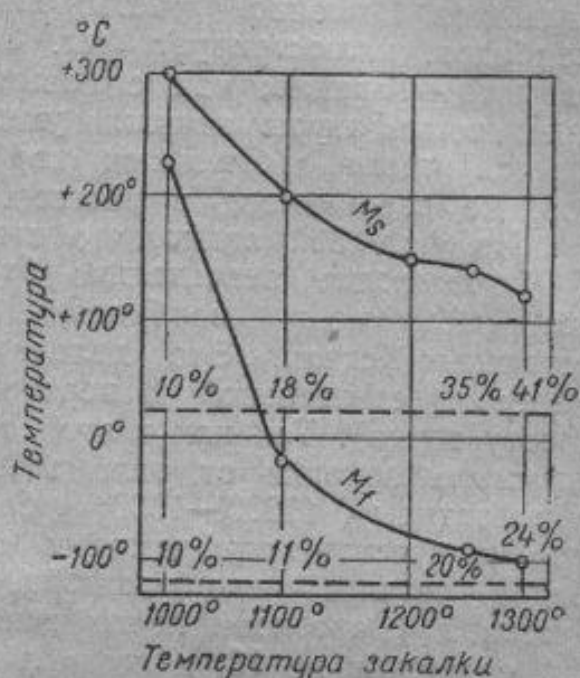


Фиг. 361. Микроструктура перегретой стали РФ1 (после закалки от 1340°). $\times 500$.

ше 1000° температура конца мартенситного превращения опускается ниже 0° и, следовательно, охлаждение закаленной быстрорежущей стали до отрицательных температур вызывает (при закалке с температуры выше 1000°) превращение в мартенсит остаточного аустенита, что сейчас широко используется при термической обработке инструмента из быстрорежущей стали. На той же диаграмме проставлены цифры, показывающие количество остаточного аустенита, фиксируемого закалкой как до (верхние цифры), так и после (нижние цифры) обработки холодом.



Фиг. 362. Количество избыточных карбидов в различных быстрорежущих сталях при разных температурах закалки (Гуляев).



Фиг. 363. Температура начала и конца мартенситного превращения и количество остаточного аустенита до и после охлаждения в жидком кислороде в зависимости от температуры закалки. Сталь РФ1 (Гуляев).

В зависимости от степени легированности мартенсита и от фиксируемого количества остаточного аустенита изменяется и твердость в закаленном состоянии. Изменение твердости и количества аустенита в стали РФ1 аналогично стали X12M (см. фиг. 351), но менее резко, так как сталь РФ1 содержит меньше хрома, элемента, активно увеличивающего процент остаточного аустенита.

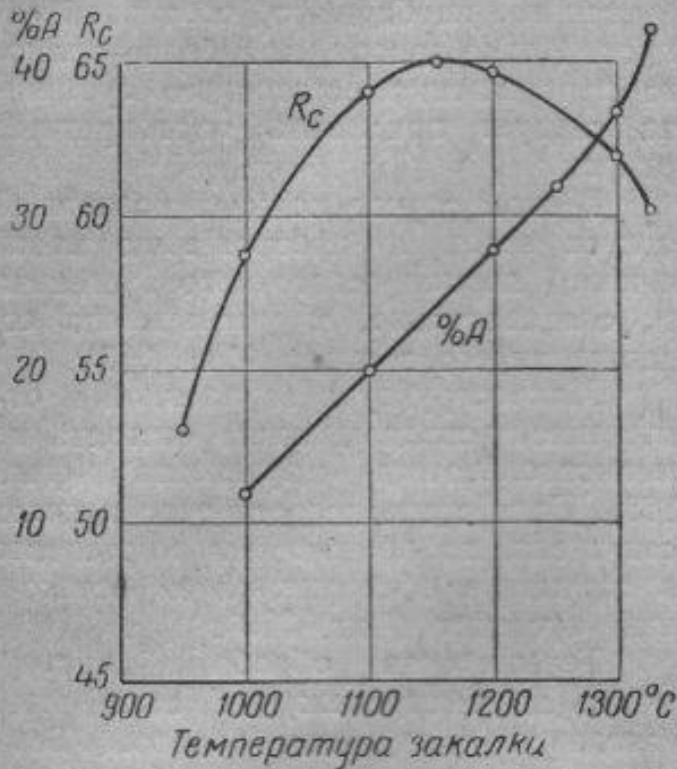
На фиг. 364 показаны изменения твердости и количества аустенита в стали РФ1 с изменением температуры закалки.

При нагреве (отпуске) закаленной быстрорежущей стали происходят следующие структурные превращения.

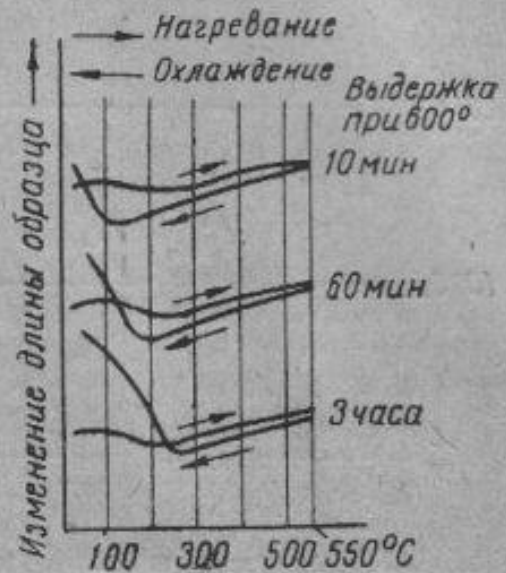
Нагрев на $100-200^{\circ}$ ведет к небольшому сжатию (см. дилатометрические кривые фиг. 365). Имевшаяся в стали некоторая тетрагональность α -решетки пропадает. Тетрагональный мартенсит превращается в кубический. Дальнейший нагрев не сопровождается видимыми структурными изменениями, однако снижение твердости при нагреве на $300-400^{\circ}$ (фиг. 366) позволяет предполагать, что при этом происходит как бы снятие наклепа с остаточного аустенита, который он получил в процессе закалки от мартенситного превращения.

При температуре $550-600^{\circ}$ происходит выделение из аустенита мелкодисперсных карбидов — процесс, хорошо обнаруживаемый изме-

рением электропроводности. Если после некоторой выдержки при температуре 550—600° охладить сталь до комнатной температуры, то при



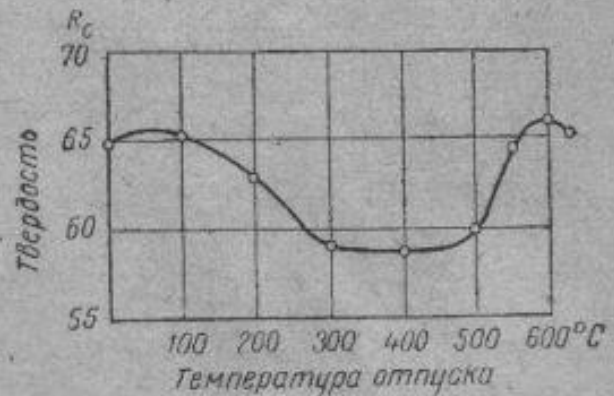
Фиг. 364. Твердость и количество остаточного аустенита в зависимости от температуры закалки. Сталь PFI (Гуляев).



Фиг. 365. Дилатометрические кривые отпуски стали PFI (Гуляев).

охлаждении наблюдается вторичное мартенситное превращение (что отмечается перегибом на дилатометрической кривой, фиг. 365). Остаточный аустенит, который при температуре отпуска стал беднее углеродом и легирующими примесями за счет выделения карбидов, при последующем охлаждении в известной части превращается в мартенсит, претерпевая как бы вторичную закалку¹.

После закалки в быстрорежущих сталях фиксируется много остаточного аустенита и при отпуске он превращается в мартенсит; чем выше температура отпуска или больше его продолжительность, тем больше остаточного аустенита превратится в мартенсит, однако



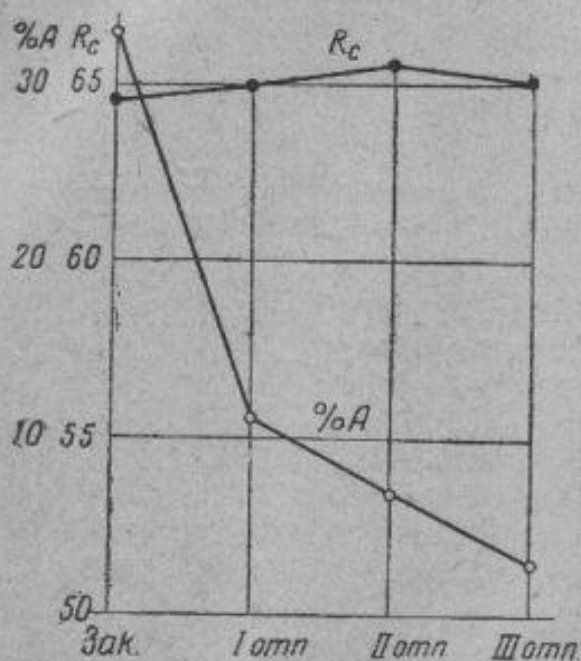
Фиг. 366. Твердость стали PFI в зависимости от температуры отпуска. Закалка от 1300° (Гуляев).

¹ Мы уже говорили, что температура мартенситного превращения зависит исключительно от состава аустенита. Так как при отпуске происходит выделение карбидов и, следовательно, обеднение аустенита углеродом и легирующими примесями, то очевидно, чем выше будет температура отпуска или чем продолжительнее будет выдержка на температуре отпуска, тем более обеднится аустенит, тем выше будет лежать точка вторичного мартенситного превращения.

Действительно, из дилатометрических кривых на фиг. 365 видно, как с увеличением продолжительности отпуска повышается точка вторичного мартенситного превращения.

Чем выше лежит точка мартенситного превращения, тем больше аустенита успеет превратиться в мартенсит и тем меньше останется неразложившегося аустенита.

даже при очень длительном отпуске все же не удается полностью преобразовать остаточный аустенит. Чтобы добиться полного превращения аустенита, необходимо повторить отпуск. Иначе говоря, для более полного превращения остаточного аустенита следует применять многократный отпуск.

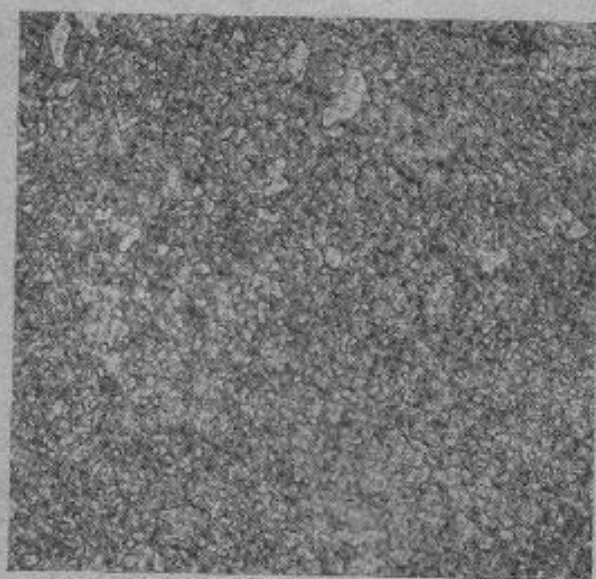


Фиг. 367. Твердость и количество остаточного аустенита в стали РФ1 в зависимости от числа отпусков. Температура закалки 1300° . Температура отпуска 560° (Гуляев).

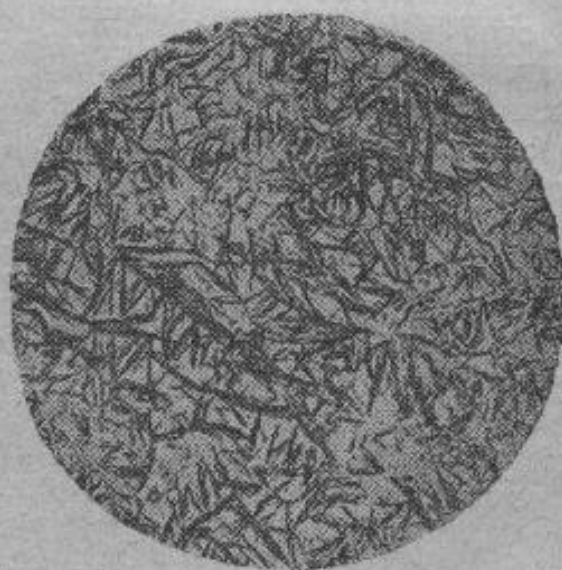
В этом случае каждый повторный отпуск ведет к превращению новой и новой порции остаточного аустенита и, следовательно, к уменьшению содержания его в стали (фиг. 367).

Микроструктура закаленной и отпущенной стали должна состоять из мелкоигольчатого мартенсита (фиг. 367). Если сталь недостаточно хорошо отпущена, то помимо игл мартенсита в структуре обнаруживается остаточный аустенит (фиг. 369).

Термическая обработка инструмента из быстрорежущей стали производится следующим образом. Температура закалки должна быть возможно выше, ниже лишь той температуры, когда начинается интенсивный рост зерна или оплавление. Для стали РФ1 оптимальная температура $1280-1300^\circ$. Однако ввиду малой теплопроводности стали нельзя инструмент



Фиг. 368. Структура хорошо отпущенной быстрорежущей стали. $\times 500$.



Фиг. 369. Структура недостаточно отпущенной быстрорежущей стали. $\times 500$.

сразу помещать в печь для окончательного нагрева во избежание появления трещин и рекомендуется применять специальный подогрев. На-

более распространенным является двойной подогрев: первый — до 600—650°, второй — до 850—900°¹.

Следует заметить, что в структуре стали для резцов можно допустить несколько более крупное зерно аустенита и дать более высокую температуру нагрева (например 1300—1320°), для получения большей легированности аустенита и большей красностойкости стали. Для фасонного инструмента важнее иметь более мелкое зерно, чтобы сохранить большую вязкость инструмента, для чего приходится несколько поступиться красностойкостью; такой инструмент закаливается при более низкой температуре (1260—1280°).

Большой интервал закалочных температур облегчает проведение термообработки и имеет большое значение для оценки качества стали. Все высоковольфрамовые стали имеют более широкий интервал закалочных температур, чем остальные стали.

Выдержка при температуре закалки, способствуя переводу карбидов в раствор, действует аналогично повышению температуры закалки.

Необходимая длительность выдержки обычно колеблется в пределах 1—2 мин. сверх времени, необходимого для сквозного прогрева (последнее зависит от сечения и конфигурации инструмента)².

Охлаждение при закалке быстрорежущей стали можно вести сравнительно медленно ввиду малой критической скорости закалки. Инструмент можно охлаждать на воздухе, в струе воздуха и в масле, получая приблизительно одинаковые результаты по твердости, микроструктуре и количеству остаточного аустенита. Практика, однако, показывает, что инструмент, закаленный в масле, оказывается в работе более стойким. Поэтому охлаждение в масле следует предпочесть охлаждению на спокойном воздухе или в струе воздуха.

Весьма хорошие результаты в смысле уменьшения закалочной деформации дает ступенчатое охлаждение. Нагретый под закалку инструмент охлаждается в соли (азотнокислый калий KNO_3), имеющей температуру в пределах 450—550°, и после непродолжительной выдержки выдается на воздух или охлаждается в масле. Этот способ закалки всегда следует предпочесть прямой закалке в масле.

Отпуск является обязательной операцией после закалки.

На результаты отпуска влияют три основных фактора: температура отпуска, продолжительность выдержки при температуре отпуска и количество (кратность) отпусков. Остальные моменты (скорость нагрева на температуру отпуска, скорость охлаждения и т. д.) не имеют большого влияния на результат отпуска.

¹ Целью первого подогрева является медленный прогрев до 600—650° малотеплопроводного и хрупкого сплава, каким является быстрорежущая сталь.

При быстром нагреве вследствие плохой теплопроводности этой стали неизбежно получится большая разница в температуре между сердцевиной и поверхностью и возникнут значительные напряжения.

² Ориентировочно можно принять следующие выдержки в печи для первого, второго и окончательного нагрева на 1 мм диаметра:

Для нагрева в печи до	650°	60 сек.
"	850°	30 сек.
"	в соли до 1200—1300°	6—7 сек.
"	в печи до 1200—1300°	10—12 сек.

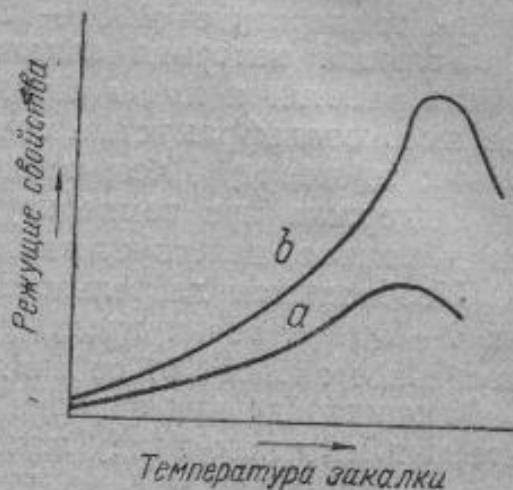
Для высокохромистых заменителей (ЭИ184 и др.) эти цифры следует увеличить в 1,5 раза.

Температура отпуска у быстрорежущей стали РФ1 обычно назначается 560—580° и продолжительность не менее 3 час. при однократном отпуске. Однако полнее и легче разлагается аустенит при многократном отпуске. Поэтому для стали РФ1 следует рекомендовать применять двух- или трехкратный отпуск при 560° с выдержкой при каждом отпуске по 1 часу. Многократный отпуск обеспечивает получение более высоких режущих свойств, чем однократный отпуск.

Схематически полный цикл термической обработки быстрорежущей стали представлен на фиг. 370.



Фиг. 370. Схема закалки и многократного отпуска быстрорежущей стали марки РФ1.



Фиг. 371. Режущие свойства быстрорежущей стали в зависимости от температуры закалки. *a* — после закалки, *b* — после закалки и отпуска

Высокие режущие свойства быстрорежущая сталь получает лишь при условии правильного проведения термической обработки.

Чем выше температура закалки, тем больше легированность мартенсита, выше его красностойкость и, следовательно, выше режущие свойства стали (фиг. 371). Но повышение режущих свойств, достигаемое повышением температуры закалки, имеет предел, лежащий при той температуре, когда интенсивно начинает расти зерно или появляется карбидная сетка и инструмент становится хрупким. Из фиг. 371 видно, что при закалке от температуры выше той, когда наступает перегрев (для стали РФ1 порядка 1325°), стойкость реза начинает снижаться.

В закаленном состоянии быстрорежущая сталь обладает еще недостаточно высокими режущими свойствами. Это объясняется в первую очередь большим количеством остаточного аустенита.

Теплопроводность закаленной быстрорежущей стали ввиду присутствия большого количества остаточного аустенита мала, а возможный разогрев при работе до 300—400° снижает твердость инструмента (фиг. 366) и может вызвать преждевременную его посадку.

Отпуск при температурах ниже 500° не меняет положения, так как при этом не достигается разложения остаточного аустенита. Только отпуск при 550° повышает режущие свойства. Следует отметить, что отпуск тем сильнее повышает режущие свойства, чем выше была температура закалки, чем больше зафиксировано закалкой остаточного аустенита (сравни кривые *a* и *b* на фиг. 371).

Так как целью отпуска является разложение остаточного аустенита (точнее — превращение его во вторичный мартенсит), которое дости-

гается лучше всего при многократном отпуске, то, очевидно, применение двукратного или трехкратного отпуска позволяет достигать в быстрорежущей стали более высоких режущих свойств, чем при однократном отпуске. Число отпусков обычно колеблется от двух до четырех в зависимости от температуры отпуска и марки стали.

Улучшить режущие свойства можно некоторыми специальными методами термообработки (например цианированием).

Термически обработанный (закаленный и отпущенный) инструмент цианируют в жидких цианосодержащих солях при температуре 520—580° в течение непродолжительного времени.

Для цианирования применяют:

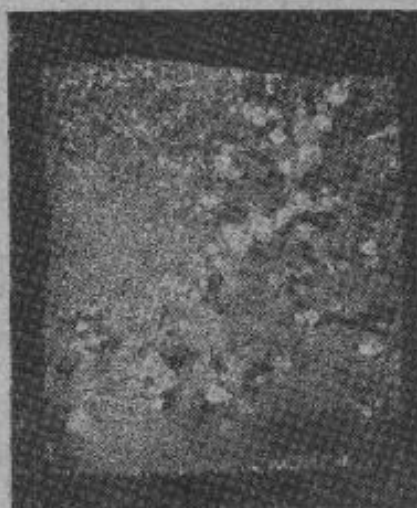
а) цианистый натрий NaCN и цианистый калий KCN в соотношении 1:1; температура плавления этой смеси 480°;

б) цианистый калий KCN —60%, сода Na_2CO_3 —25%, поваренная соль NaCl —15%; температура плавления около 500°;

в) цианистый натрий NaCN ; температура плавления около 530°.



Фиг. 372. Структура цианированного слоя быстрорежущей стали, $\times 500$.



Фиг. 373. Нафталиновый излом в быстрорежущей стали. (Лопатышкин).

Наиболее часто применяется первая смесь.

В результате обработки на поверхности инструмента появляется слой, насыщенный азотом и углеродом (фиг. 372). Несмотря на небольшую толщину слоя (всего несколько микрон), он значительно повышает износостойкость инструмента.

При работе с цианистыми солями следует помнить, что цианистые соли ядовиты (0,001 г соли, попавшей в кровь, для человека смертельна).

В настоящее время начинают применять газовые среды (смесь светильного газа и аммиака) для низкотемпературного цианирования инструмента из быстрорежущих сталей.

Перед термической обработкой быстрорежущая сталь должна быть хорошо отожжена.

Обычно отжиг производят изотермически, так как это ускоряет процесс. При изотермическом отжиге сталь нагревают до температуры отжига 860—900° и после выдержки охлаждают до 700—750°; в этом интервале температур выдерживается до окончания превращения аустенита, которое заканчивается за 1½—2 часа.

Твердость после такой обработки должна быть в пределах 207—255 H_B . Структура должна состоять из сорбита с включениями первичных и вторичных карбидов (см. выше, фиг. 357).

В быстрорежущей стали, если она подвергалась закалке, будучи плохо отожженной, наблюдается особый вид брака. После закалки от обычных температур при нормальной твердости и количестве остаточного аустенита сталь оказывается очень хрупкой, а излом — не матовый фарфоровидный, а грубозернистый, чешуйчатый, напоминающий нафталин (фиг. 373). Этот вид брака быстрорежущей стали обычно называется «нафталином», или «нафталиновым изломом».

Изучение причин, вызывающих образование нафталинового излома, показало, что он связан с наличием внутренних напряжений закаливаемой стали. Образование нафталинового излома, создавая хрупкость инструмента, снижает его стойкость в эксплуатации. Предотвратить образование нафталинового излома легко. Для этого следует ковку оканчивать при температурах ниже $1000-1100^{\circ}$ и перед нагревом под закалку хорошо отжигать инструмент на твердость не выше $250 H_B$.

Предотвратить образование нафталинового излома легко, но устранить «нафталин» в стали чрезвычайно трудно. Двойной и даже тройной отжиг не устраняют полностью следов крупнозернистости.

§ 6. Твердые сплавы

Если инструмент должен работать с очень высокими скоростями резания, применяют твердые сплавы. Так как твердые сплавы не поддаются обработке, их или наплавляют на режущий инструмент или припаивают пластинки из этих сплавов к державке. В первом случае применяют так называемые литые сплавы, во втором случае спекаемые, металлокерамические сплавы.

Литые сплавы, или, как их называют чаще, стеллиты, плавятся при температуре, которой можно достигнуть в тигельных или электрических печах. Из стеллитов отливаются определенной формы пластинки или заготовки в виде прутков $\varnothing 5-10$ мм. Литые пластинки привариваются (припаиваются) к державке резца. Чаще, однако, применяют наплавку стеллитом (посредством кислородно-ацетиленового пламени или вольтовой дуги) на рабочую часть штампа или режущую часть инструмента. Таким же образом наплавляют трущиеся части машин (например, пальцы, кулачки, толкатели и т. д.).

Стеллит наплавляют как для повышения стойкости инструмента, так и для ремонта изношенного инструмента или ремонта деталей машин. Стеллитом наплавляют также фаски клапанов авиамоторов, костыль самолета и другие детали, подверженные сильному износу.

Стеллиты нормального состава содержат большое количество дефицитных металлов — кобальта и вольфрама.

Заменители стеллитов — сормайт, сталинит — этих элементов не содержат, но вследствие более высокой хрупкости уступают в стойкости стеллитам нормального состава.

Типичные составы литых твердых сплавов типа стеллитов даны в табл. 70.

Составы литых твердых сплавов (в %)

Таблица 70

Сплавы	C	Cr	Ni	Si	Mn	W	Co	Fe
Стеллит	2	35	—	—	—	15	45	3
•	1	20	—	—	—	20	58	1
•	1	30	—	2	—	4,5	60	2,5
Сталинит	10	18	—	—	15	—	—	57
Сормайт	4	30	8	4	—	—	—	54

Стеллиты обладают высокой твердостью ($R_c = 60-65$) в литом виде. Твердость создает эвтектика, состоящая из твердого раствора и карбидов хрома (фиг. 374).

Весьма высокой твердости у сплавов можно достичь путем изготовления сплавов не отливкой, как обычные, а металлокерамическим способом, т. е. изготавливая порошки и спекая их.

Для получения твердых металлокерамических сплавов пользуются порошками из карбидов, причем преимущественно используют для этого карбид вольфрама¹.

Твердые сплавы изготавливают следующим образом. Порошок чистого вольфрама смешивают с графитом и науглероживают до карбида вольфрама. После измельчения карбидных зерен до необходимого размера их смешивают со связующим веществом, которым обычно является кобальт. Эту смесь прессуют в формочках, соответствующих форме пластинки, и затем подвергают двойному прокаливанию (спеканию).

Таким образом в готовом (спекенном) виде структура сплава состоит из частиц карбида вольфрама WC, связанных (цементированных) между собой кобальтом.

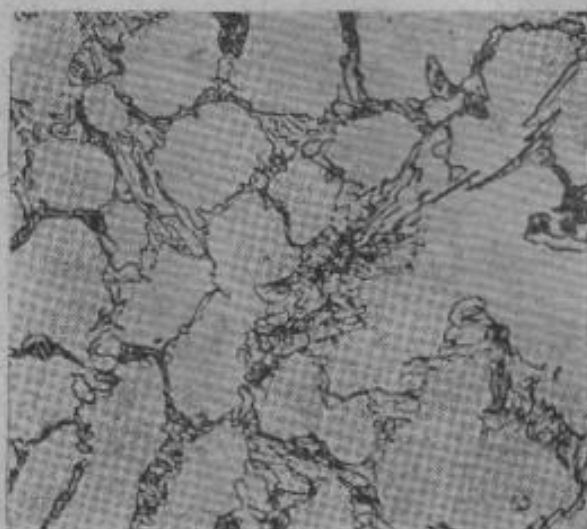
Сплавы эти обладают чрезвычайно большой твердостью — 85 $R_{св0}$ и более (соответствует 70—75 $R_{с150}$), причем такая твердость сохраняется до температуры порядка 1000°. Режущие свойства этих сплавов значительно превосходят режущие свойства быстрорежущей стали, но большая хрупкость и невозможность их обработки режущих инструментом, а также крайняя дефицитность составляющих компонентов несколько ограничивают их применение.

Твердые спекаемые сплавы у нас называются «победитами».

В табл. 71 указаны составы современных спекаемых сплавов. (Возможность взаимного растворения карбида WC и TiC не учтена.)

Как видно из таблицы, имеются два типа твердых сплавов: состоящие из карбида вольфрама и состоящие из смеси карбидов вольфрама и титана.

Первые следует применять для инструмента, обрабатывающего хрупкие материалы, — чугуны, бронзы, стекла; вольфрамтитановые сплавы целесообразнее применять для обработки более вязких материалов, например стали.



Фиг. 374. Структура стеллита (фаска клапана авиадвигателя). $\times 500$.

Таблица 71

Состав твердых спекаемых сплавов (в %)

Марка сплава	WC	TiC	Co
BK6	94	—	6
BK8	92	—	8
BK12	88	—	12
BK15	85	—	15
BK5 T15	80	15	5
BK8 T21	71	21	8

¹ Температура плавления карбида вольфрама выше 2500°. Такой температуры нельзя достигнуть в печах, поэтому сплавы из карбида вольфрама нельзя изготовить, как обычные сплавы, литьем.

Хрупкость спекаемых сплавов зависит от количества затраченного связующего вещества — кобальта: чем выше содержание кобальта, тем менее хрупким, но и менее твердым получается сплав.

ЛИТЕРАТУРА

- А. Гуляев, Инструментальные стали и их термическая обработка, Машгиз, 1943.
 А. Гуляев, Свойства и термическая обработка быстрорежущей стали, Машгиз, 1939.
 Ю. Геллер, В. Бабаев, Инструментальная сталь, Metallurgizdat, 1945.
 Н. Микевич, Малолегированные быстрорежущие стали, Metallurgizdat, 1944.

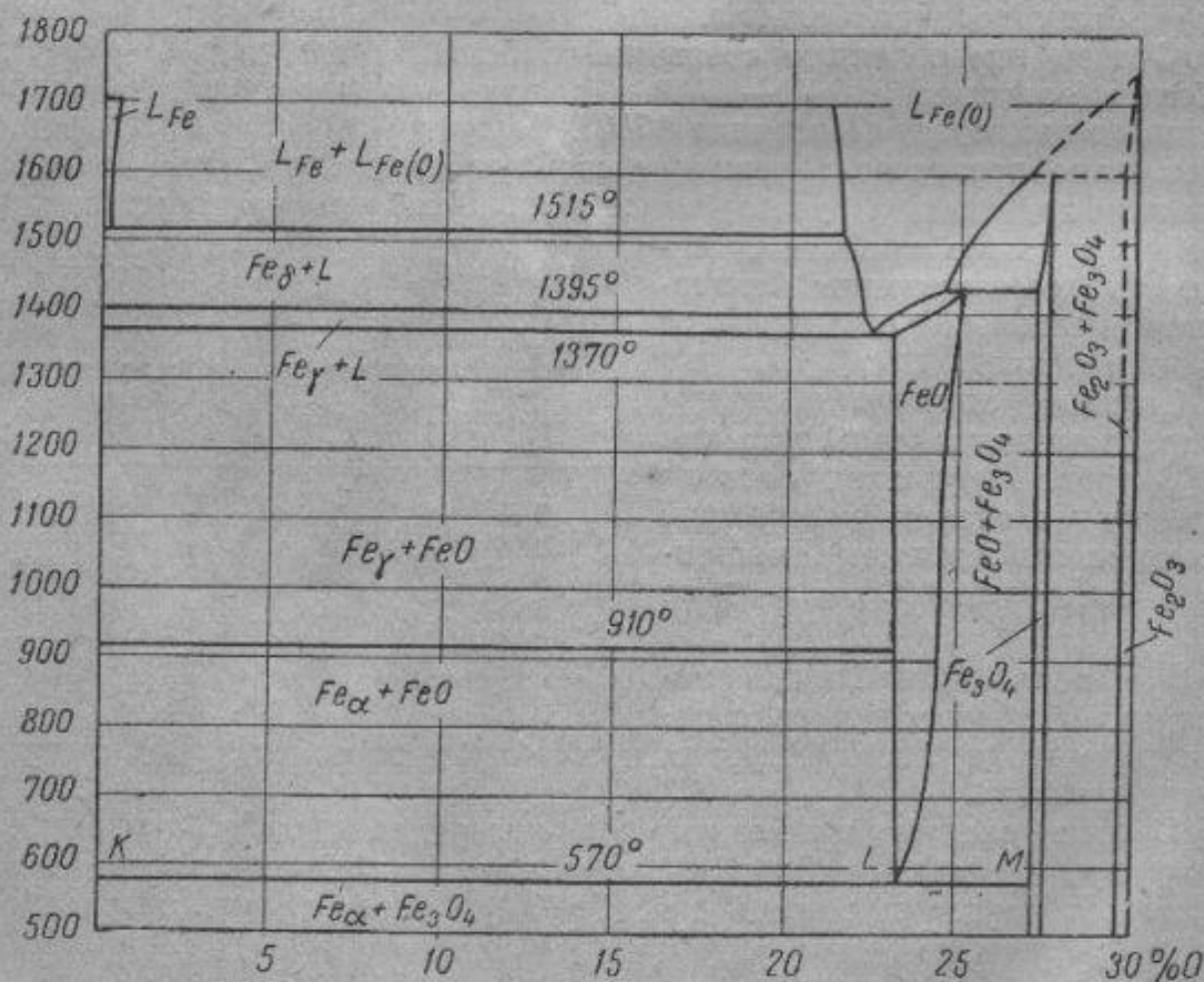
ГЛАВА XVIII

СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

А. ЖАРОПРОЧНЫЕ И ОКАЛИНОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

§ 1. Окалиностойкость стали

Жаростойкость (окалиностойкость) стали — сопротивление стали окислению при высоких температурах. Для всех деталей, работающих при повышенных температурах, окалиностойкость является важнейшим свойством материала, обеспечивающим работу детали в этих условиях.



Фиг. 375. Система железо—кислород.

Начальная стадия окисления стали есть чисто химический процесс. Но дальнейшее течение окисления при высоких температурах является

уже сложным термохимическим процессом, заключающимся не только в химическом соединении кислорода и металла, но и в диффузии через многофазный диффузионный слой атомов кислорода и металла.

Исходя из элементарных представлений о диффузионных процессах маловероятной является диффузия отрицательно заряженных ионов кислорода. Более вероятно, что меньшие по размеру положительно заряженные ионы металла диффундируют сквозь окалину. Поэтому окалина должна образовываться на границе газ — окалина.

При плотной окисной пленке скорость нарастания толщины окалины определится скоростью диффузии металлических атомов сквозь окалину, что в свою очередь зависит от температуры и строения окисной пленки.

Данные для изучения процессов окисления чистого железа дают: система железо—кислород (фиг. 375), интенсивность окалинообразования в зависимости от температуры и кристалло-химические данные об оксидных соединениях железа.

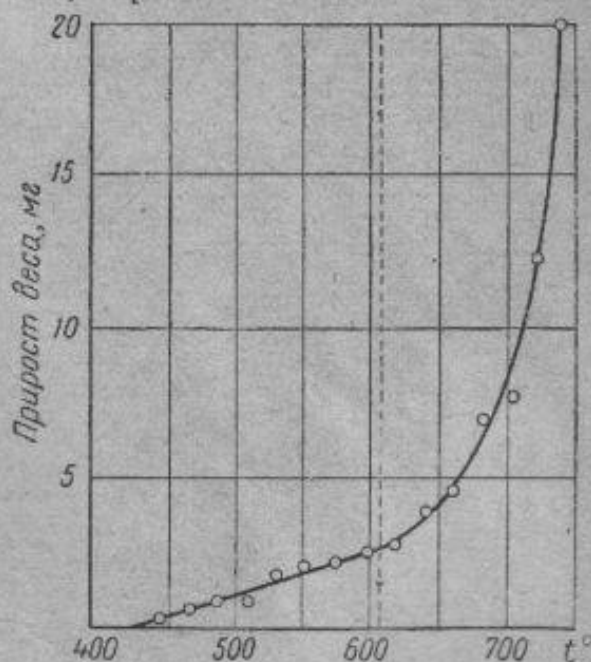
Железо с кислородом образует ряд химических соединений FeO (вюстит), Fe_3O_4 (магнетит) и Fe_2O_3 .

При температурах ниже эвтектонидной (570°) при окислении образовании вюстита исключается. Окисленный слой состоит из двух зон окислов Fe_3O_4 и Fe_2O_3 . Кристаллическая структура этих окислов сложна, и скорость диффузии в них металлических атомов мала.

При температурах выше 570° структура окалины состоит из трех окислов Fe_2O_3 — Fe_3O_4 — FeO , причем их толщина примерно соответствует пропорции 1 : 10 : 100, другими словами, при окислении выше 570° основным слоем окалины является окись FeO . Скорость окисления резко возрастает при переходе через эвтектонидную температуру (570°) (фиг. 376), что является следствием более ускоренной диффузии атомов сквозь решетку вюстита.

Вюстит имеет простую кристаллическую решетку. Атомы железа занимают в пространстве положение гранцентрированного куба, внутри которых расположены атомы кислорода (т. е. структура аналогична карбидам TiC , VC и другим фазам внедрения). Стехиометрия в этом соединении не выдержана, количество кислородных атомов меньше, чем это должно быть по формуле FeO . Наличие пустых мест в решетке и широкая область гомогенности в бинарной системе облегчает диффузию металлических атомов внутри такого соединения.

Задача получения окалиностойких сплавов состоит в том, чтобы препятствовать образованию вюстита FeO и создать условия, при ко-



Фиг. 376. Интенсивность окисления железа в зависимости от температуры. Пунктирная линия показывает температуру, выше которой обнаруживается вюстит в окалине (Архаров).

торых окисление происходило бы путем образования окисла Fe_2O_3 . В этом случае из-за пониженной скорости диффузии кислорода сквозь сложную и недефектную решетку Fe_2O_3 интенсивность окисления резко снизится.

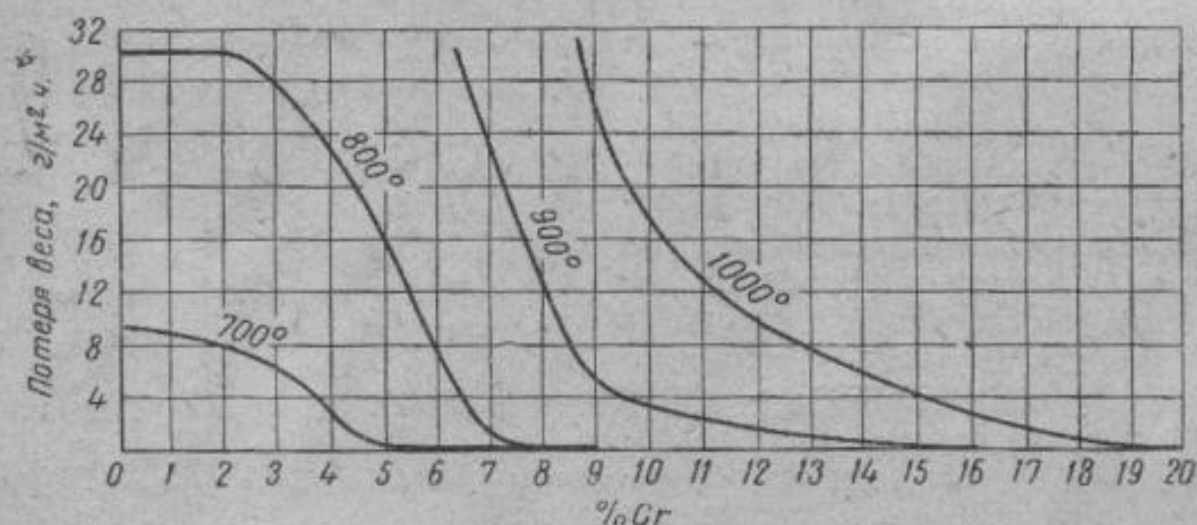
Алюминий и хром образуют с кислородом изоморфные с Fe_2O_3 соединения Al_2O_3 и Cr_2O_3 . Возможно растворение железа в этих окислах, т. е. образование твердых растворов типа $(Al, Fe)_2O_3$ и $(Cr, Fe)_2O_3$. Так как ни алюминий, ни хром не образуют фаз вюститного типа, то для предотвращения образования вюстита необходимо, чтобы содержание хрома или алюминия в сплаве было таково, чтобы окисление происходило путем образования окислов $(Cr, Fe)_2O_3$ или $(Al, Fe)_2O_3$, а не путем образования окислов $(Fe, Cr)O$ или $(Fe, Al)O$.

Так как сродство с кислородом алюминия и хрома больше, чем у железа, то эти элементы диффундируют из внутренних слоев металла к поверхности навстречу кислороду, и концентрация этих элементов в окалине выше, чем средняя концентрация их в сплаве.

Достаточно сравнительно небольшого содержания хрома, кремния или алюминия в металле, чтобы обеспечить высокую концентрацию этих элементов в окалине и образование вследствие этого окарины со строением $(Me, Fe)_2O_3$.

Для того чтобы образовалась окалина типа Cr_2O_3 , содержание хрома в окалине не должно быть меньше 30%. Следовательно, чем меньше содержание в стали хрома, тем больше хрома должно продиффундировать в окалину для достижения этой концентрации в окалине хрома.

С повышением температуры возрастает как скорость распространения окарины вглубь, так и скорость диффузии хрома, однако первая



Фиг. 377. Интенсивность окисления стали в зависимости от содержания в стали хрома.

величина возрастает интенсивнее. Для чистого железа окисление (прирост в весе 1 м² поверхности образца в граммах за час выдержки) при 700° равняется 10 г/м²·час, а при 800° — 30 г/м²·час (фиг. 377).

Достаточно введения в сталь 5% хрома, чтобы получить окалиностойкий материал при 700°, но при 800° содержание хрома для этой цели должно быть не менее 7%. Для работы при 900° окалиностойким сплавом является сплав с содержанием хрома не менее 15%, а при 1000° — 18—20% хрома. Таким образом повышение окалиностойкости стали достигается введением хрома (или алюминия или кремния). Минимальное содержание легирующего элемента определяется рабочей температурой. Чем выше рабочая температура детали, тем больше должно быть содержание элемента, образующего устойчивую окисную пленку.

Минимальное содержание хрома, обеспечивающее окалиностойкость при разных температурах, показано на фиг. 378.

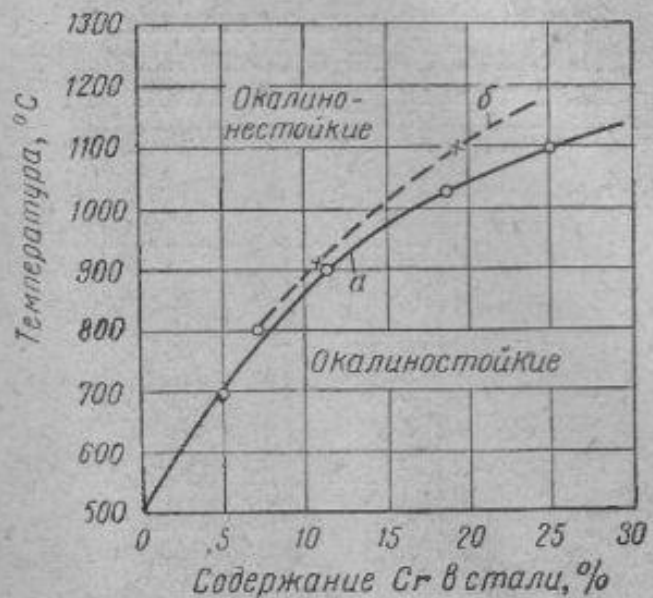
Важно, что окалиностойкость, столь существенно зависящая от состава стали, совершенно не зависит от структуры, так как окалиностойкость ферритных (чисто хромистых сплавов) и аустенитных (хромоникелевых сплавов) как явствует из фиг. 378, практически одинакова.

§ 2. Жаропрочность стали

Жаропрочность стали — сопротивление механическим нагрузкам при высоких температурах.

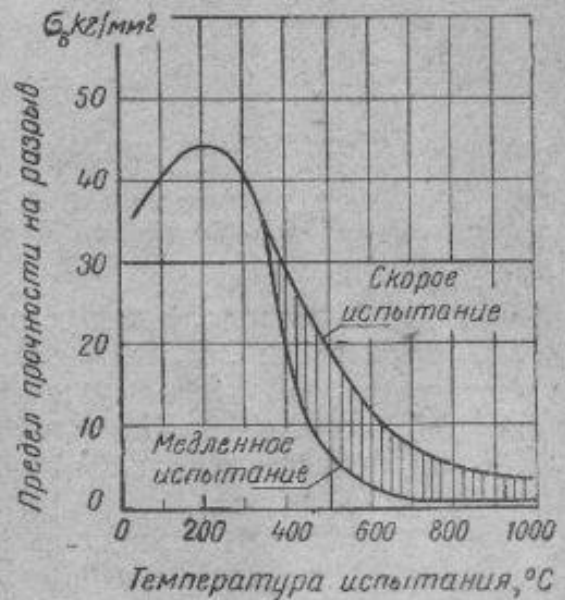
Выше 250° прочность стали быстро падает с повышением температуры (фиг. 379). При температуре 900—1000° прочность железа равна прочности свинца при комнатной температуре ($\sigma_B = 2-3 \text{ кг/мм}^2$). Пластичность же обычно с повышением температуры увеличивается¹.

Выше температуры ~350° предел прочности становится зависимым от скорости испытания. При очень медленной скорости нагружения (деформация) разрушение происходит при значительно более низких напряжениях, чем определенная величина σ_B при нормальных для механических испытаний скоростях нагружения.



Фиг. 378. Влияние хрома на окалиностойкость стали (Гуляев).

а — ферритные стали; б — аустенитные стали.



Фиг. 379. Предел прочности железа в зависимости от температуры испытания. Заштрихованы напряжения, вызывающие ползучесть.

испытаний скоростях нагру-

¹ Как видно из фиг. 379, свойства железа с повышением температуры изменяются весьма сложным образом. Максимальная прочность и минимальная пластичность в интервале температур 200—300° называется синеломкостью.

При температурах выше 350° разрушение может произойти при напряжении ниже σ_D , если нагрузка была приложена достаточно длительное время.

Это явление носит название ползучести (крип), и его можно объяснить следующими происходящими процессами.

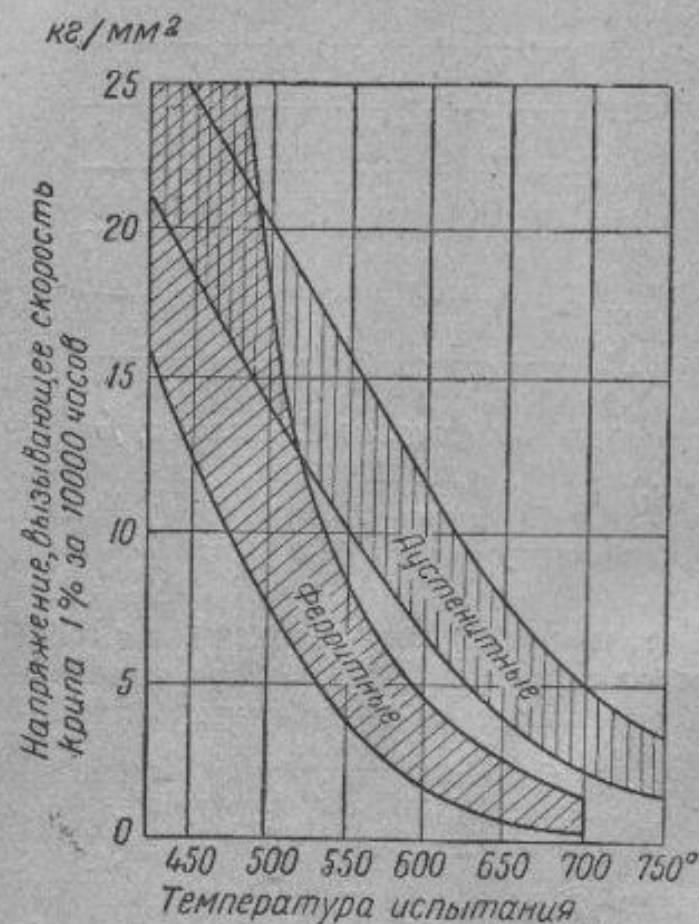
Если температура, при которой происходит нагружение, превосходит температуру рекристаллизации, то упрочнение, которое вызвала пластическая деформация от приложенного напряжения, снимается температурным воздействием и тем самым вновь возникает возможность для пластической деформации.

Процесс этот в значительном интервале времени протекает с постоянной скоростью и заканчивается разрушением. Очевидно процесс может происходить лишь при условии, что:

а) приложено напряжение выше предела текучести (упругости), которое имеет металл при данной температуре, ибо иначе не было бы пластической деформации и упрочнения;

б) температура металла выше той, которая вызывает разупрочнение пластически деформированного (нагартованного) металла.

Действительно, опыты подтверждают, что при каждой определенной температуре



Фиг. 380. Предел ползучести аустенитных и ферритных сталей (Борздыка, Яницкий).

(для данного металла) существует такое напряжение, которое не вызывает технически надежно измеримой скорости крипа. Это напряжение и есть, вероятно, предел упругости металла при данной температуре, максимальное напряжение, не вызывающее пластической деформации.

Крип проявляется лишь выше определенной температуры (для чистого железа выше $350-400^\circ$), непосредственно зависящей от температуры рекристаллизации испытуемого сплава.

Более высокая температура рекристаллизации аустенитных сталей, по сравнению с ферритными (приблизительно на 100°) приводит к тому, что данное напряжение вызывает одинаковую скорость крипа у аустенитных сталей при температурах на 100° более высоких, чем у ферритных (фиг. 380).

Таким образом скорость крипа непосредственно зависит от двух внешних факторов — температуры и напряжения: чем выше температура, тем больше скорость разупрочнения и тем больше скорость крипа.

Чем выше напряжение превосходит предел текучести (упругости), тем больше возникает деформированных участков металла, подвергаемых воздействию температур, тем быстрее ползет металл.

Задача получения жаропрочных материалов состоит или в том, чтобы тем или иным путем уменьшить скорость разупрочнения сплава, или в том, чтобы повысить при данных температурных условиях предел упругости (точнее: следует стремиться к уменьшению величины пластической деформации при данном напряжении).

Еще очень мало сделано обобщений о влиянии различных внутренних факторов на жаропрочные свойства и при современном состоянии вопроса можно лишь вполне определенно сказать, что:

а) жаропрочные свойства в сильной степени зависят от кристаллической структуры основного твердого раствора. Ферритные сплавы, с объемноцентрированной решеткой, оказываются менее жаропрочными, чем аустенитные с гранецентрированной решеткой. Здесь очевидно имеет значение разная температура рекристаллизации ферритных и аустенитных сталей;

б) по данным многих исследователей (Борздыка и др.) размер зерна имеет большое значение для жаропрочности. Крупнозернистые стали оказываются и более жаропрочными, чем мелкозернистые;

в) получение переохлажденных твердых растворов при температурах испытаний на крип приводит к тому, что одновременно с ползучестью происходит и распад твердого раствора (дисперсионное твердение). Сколь велико количественное значение дисперсионного твердения, неизвестно; повидимому, для деталей, длительное время работающих при высоких температурах, этот фактор не имеет существенного значения. Но для деталей, срок службы которых при высоких температурах исчисляется часами, это явление имеет, вероятно, первостепенное значение;

г) количество избыточной скоагулированной карбидной фазы, непосредственно влияющей на твердость, не отражается на жаропрочных свойствах;

д) состав твердого раствора, повидимому, относительно мало влияет на жаропрочные свойства. Проведенные на фиг. 380 полосы показывают пределы ползучести весьма разнообразных по составу аустенитных и ферритных сталей. При одинаковой структуре (аустенит или феррит) жаропрочность отдельных марок сталей мало различается и находится в пределах заштрихованных полос.

§ 3. Клапанные стали

Клапан выпуска при высоких температурах подвергается механическим и химическим воздействиям. Клапанные стали должны иметь следующие свойства:

а) механическая прочность (крипоустойчивость) и достаточная вязкость при максимально возможных температурах разогрева клапана (практически 600—700°);

б) сопротивление окислению при этих температурах в атмосфере отходящих продуктов сгорания;

в) сопротивление износу;

г) сохранение размеров и отсутствие коробления, несмотря на многочисленные периодические нагревы и охлаждения;

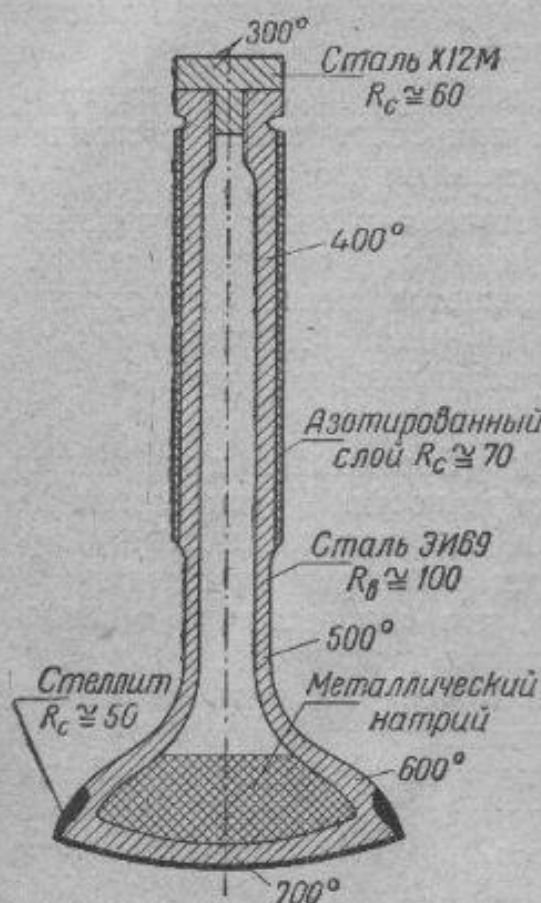
д) минимальный коэффициент линейного расширения и высокая теплопроводность.

Высокой жаропрочности и окалиностойкости достигают применением аустенитных сталей с высоким содержанием хрома. Однако аустенитные стали обладают малой твердостью и малой износоустойчивостью. Высоколегированные аустенитные стали имеют невысокую теплопроводность.

Сочетать в одном материале все перечисленные требования невозможно, поэтому в клапанных сталях пришлось поступиться менее важными требованиями (пп. «в», «г», «д»), чтобы обеспечить высокую жаропрочность и окалиностойкость.

Применяя аустенитные стали для клапанов, чтобы повысить износоустойчивость, фаски клапана наплавляют стеллитом, который обладает не только высокой твердостью и износоустойчивостью, но и является одновременно (ввиду высокого содержания хрома) весьма жаростойким материалом. Шток клапана азотируют и ставят пробку из стали X12M, обладающей высоким сопротивлением износу.

Клапан изготовляют пустотелым, для лучшего отвода тепла полость клапана наполняют металлическим натрием. Схема клапана представлена на фиг. 381¹.



Фиг. 381. Схема клапана авиамотора.

Наиболее распространенной клапанной сталью, применяемой для клапанов выпуска и для клапанов впуска мощных авиамоторов, является сталь ЭИ69, или 14-14-2. Сталь содержит Cr 14% и 14% Ni и 2% W при 0,4—0,5% C. Состав стали приведен в табл. 72.

Таблица 72

Состав стали ЭИ69 (в %)

C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Mo
0,4—0,5	<0,7	0,3—0,8	13—15	13—15	2,0—2,75	0,4—0,6

Высокое содержание хрома необходимо для придания стали достаточной жаростойкости. Наличие 14% хрома делает сталь окалиностойкой до температур порядка 900° (см. фиг. 377 и 378).

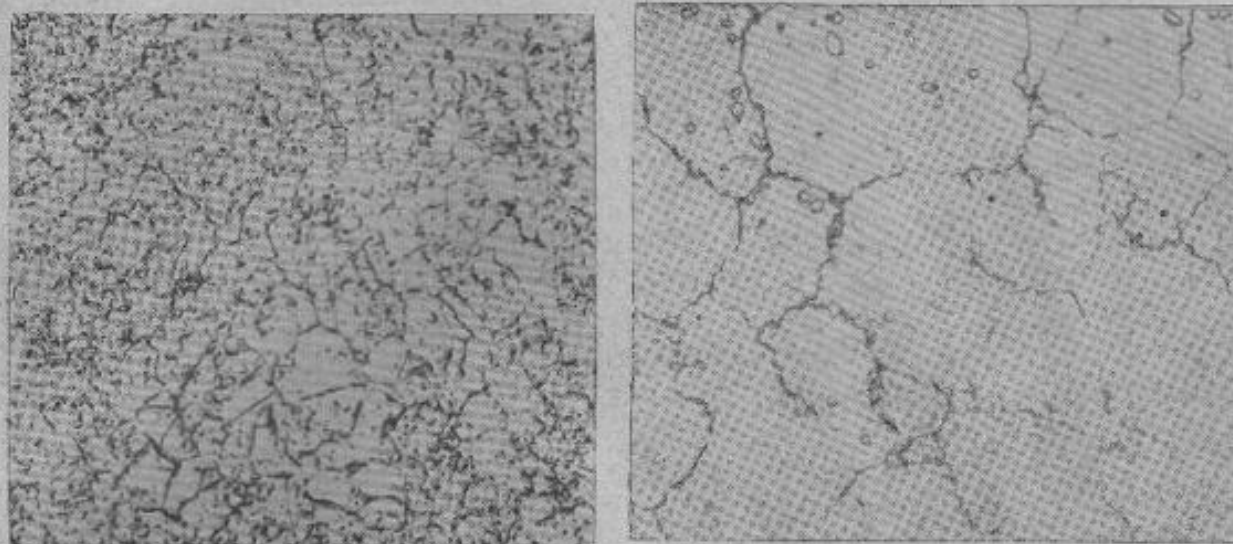
Высокое содержание никеля необходимо для получения устойчивой аустенитной структуры, обладающей наибольшей жаропрочностью.

¹ На этой фигуре показан материал отдельных частей клапана, их твердость, а также температура максимального разогрева клапана (выпуска) в современных мощных авиамоторах.

Оба основных компонента этой стали — хром и никель — необходимы для получения надлежащей жаропрочности и жаростойкости.

Влияние углерода, вольфрама и молибдена на сталь ЭИ69 установлено менее точно. И при более низком содержании углерода (0,15—0,20%) сталь типа ЭИ69 обладает не худшей крипоустойчивостью, чем аналогичная сталь с нормальным содержанием углерода (0,4—0,5%).

При производстве крупных поковок из жароупорной стали (для газовых турбин) применяют стали типа ЭИ69 с низким содержанием углерода, чтобы снизить карбидную ликвацию. Однако повышение содержания углерода и увеличение в связи с этим карбидной фазы ведет



а б
Фиг. 382. Структура стали ЭИ69.
а — стабилизация при 820°, б — закалка от 1150°. $\times 500$.

к повышению твердости и износоупорности и этим, может быть, оправдывается наличие 0,4—0,5% С в стали ЭИ69.

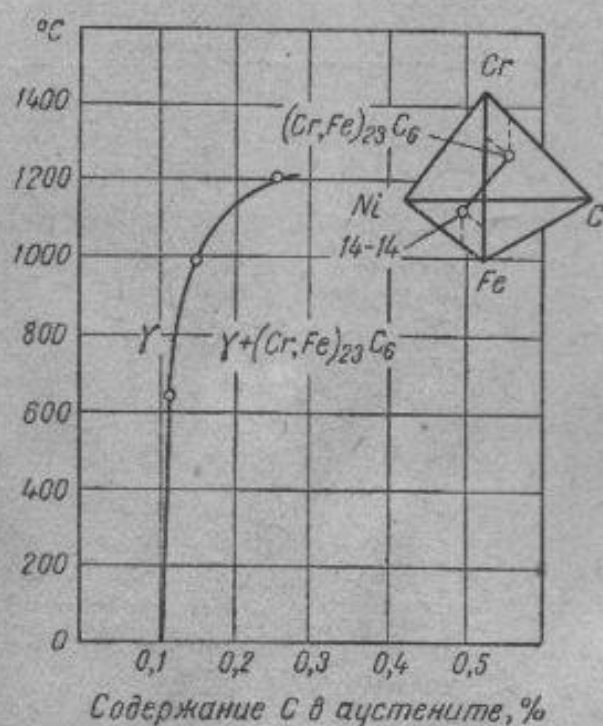
Вольфрам и молибден предотвращают возможность интеркристаллитной коррозии (об интеркристаллитной коррозии см. ниже в разделе, посвященном нержавеющей хромоникелевым сталям).

Структура стали ЭИ69 состоит из аустенита и карбидов (фиг. 382). Карбидная фаза после стабилизации (длительный отжиг) при 800° составляет около 5—6% от общего объема стали. Карбидной фазой являются карбиды хрома Cr_{23}C_6 , растворяющие в себе железо и вольфрам. Аустенит содержит весь имеющийся в наличии в стали никель, $\frac{2}{3}$ хрома и около половины от общего содержания в стали вольфрама. Кроме того, в аустените растворено примерно 0,15% С.

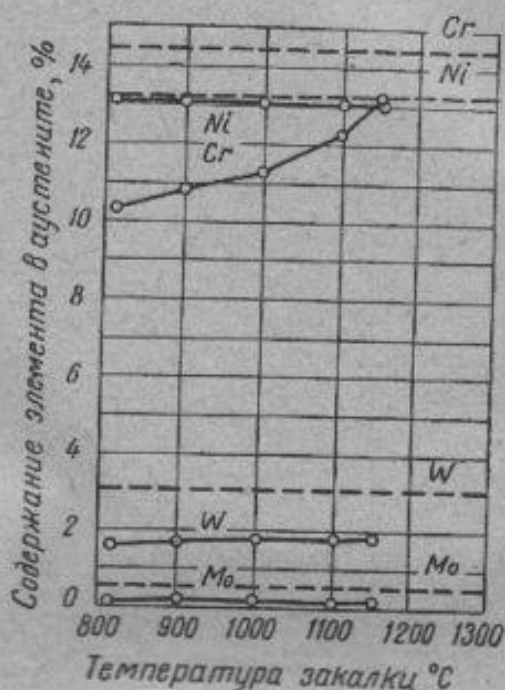
Повышение температуры закалки ведет к растворению в аустените карбидов (фиг. 383), что вызывает насыщение аустенита главным образом хромом (фиг. 384). Повышение температуры закалки ведет и к росту аустенитного зерна. Повышение температуры закалки вызывает заметные изменения в свойствах стали ЭИ69, что объясняется главным образом тем, что повышение температуры закалки ведет к росту зерна, а также и тем, что закалка от высоких температур фиксирует пересыщенный карбидами γ -твердый раствор. Кривая растворимости карбида Cr_{23}C_6 , приведенная на фиг. 383, показывает, что при нормальной температуре аустенит с 14% Cr и 14% Ni может растворить около

0,1% С. Закалкой же от 1200° может быть зафиксирован твердый раствор, содержащий до 0,25% С.

Таким образом, повышение температуры закалки ведет к существенным изменениям в строении стали: во-первых, к изменению в составе твердого раствора (как это следует из данных фиг. 384), во-вторых, к получению при низких температурах пересыщенного твердого раствора (по углероду в соответствии с кривой растворимости, фиг. 383) и, в-третьих, к получению более крупного зерна аустенита (фиг. 382,а и б).



Фиг. 383. Кривая растворимости карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$ в аустените (Гуляев).



Фиг. 384. Состав аустенита в стали ЭИ69 в зависимости от температуры закалки (Гуляев).

Свойства стали ЭИ69 и в особенности ее жаропрочные свойства зависят от температуры закалки (табл. 73).

Сравнивая механические свойства при комнатной температуре после закалки от 820 и 1200°, можно вполне отчетливо отметить, что закалка от более высокой температуры ведет к снижению прочности и твердости

Таблица 73

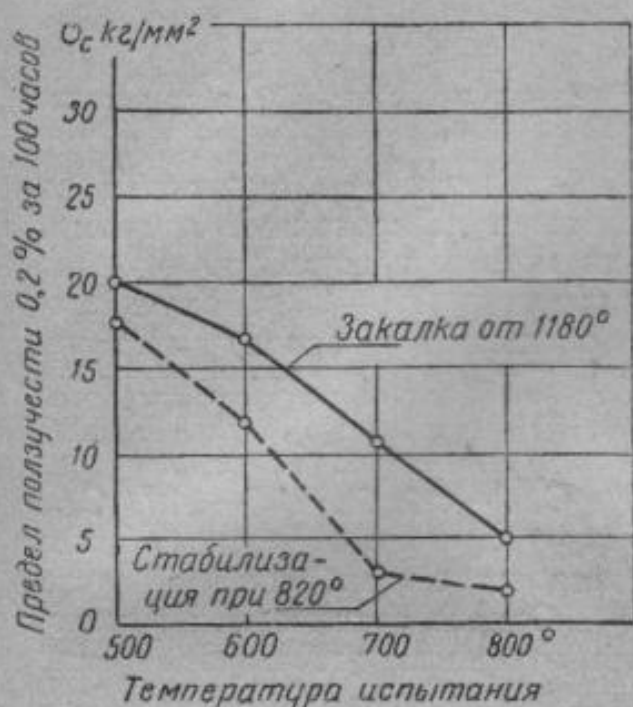
Механические свойства стали ЭИ69 (по Химушину)

Термообработка	Механические свойства			α_R кгс/см ²
	σ_B , кг/мм ²	H_B	δ , %	
При комнатной температуре				
Стабилизация при 820°	75	250	20	6
Закалка от 1200°	70	200	35	10
При 825°				
Закалка от 1100°	20	—	29	
„ „ 1180°	21	—	6	
„ „ 1240°	26	—	5	

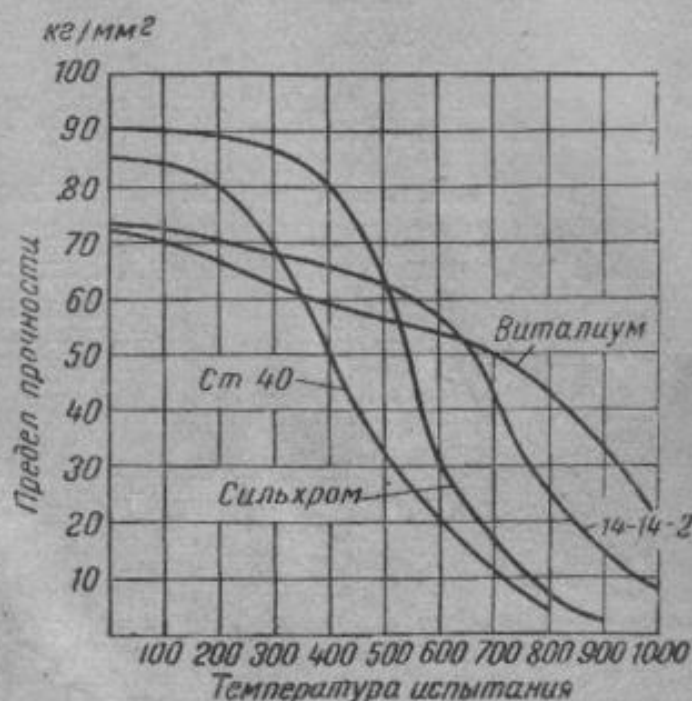
(σ_B , H_B), но к повышению пластичности (δ) и вязкости (a_k), повидимому, избыточная карбидная вызывает упрочнение и понижение пластичности, а может быть здесь влияет разница в размерах зерна.

Наоборот, механические свойства, определенные при горячих испытаниях (например при 825°), показывают совершенно обратную картину: образцы, закаленные от высоких температур, имеют более высокую прочность (табл. 73, фиг. 385), но меньшую пластичность.

Клапаны из стали ЭИ69 не подвергаются специальной термической обработке для придания максимальной крипоустойчивости. Обычно



Фиг. 385. Предел ползучести стали ЭИ69 при разных температурах (Марковец).



Фиг. 386. Предел прочности различных сплавов в зависимости от температуры испытания (суммировано по данным различных источников).

послековки клапаны стабилизируются в течение 2 час. при $800-820^\circ$. Температурные и механические условия работы клапана в авиаторах таковы, что и при такой термообработке сталь обладает достаточной жаропрочностью. Кроме того стабилизация способствует выделению карбидов и предотвращает возможность структурных изменений в процессе работы и возможность, в связи с этим, изменений в размерах, что для клапана очень важно. Кроме того, стабилизация облегчает обрабатываемость резанием, которая у этой стали очень плохая (аустенитная структура).

Дефицитность стали ЭИ69 является следствием высокого содержания в ней никеля. Поскольку роль никеля — главным образом в создании устойчивой аустенитной структуры, то никель можно заменить другими элементами, расширяющими γ -область, в первую очередь марганцем, как наиболее дешевым из этой группы легирующим элементом. Марганец более активно способствует расширению γ -области (сравним диаграммы состояния Fe—Ni и Fe—Mn, фиг. 285 и 286), однако, так как часть марганца расходуется на карбидообразование, то практически, чтобы получить при 0,4% С и 14% Cr аустенитную структуру при всех температурах, надо ввести около 15% марганца. Но при таком высоком содержании марганца сталь обладает плохой ковкостью, кроме того, при одновременном высоком содержании хрома и марганца есть опасность появления хрупкой составляющей FeCr. Поэтому, поскольку нельзя ввести 15% марганца в сталь, пришлось при изыскании заменителей стали ЭИ69 удовлетвориться лишь частичной заменой никеля марганцем.

Разработанные стали-заменители ЭИ310 и ЭИ312 имеют следующий состав (табл. 74).

Таблица 74

Состав сталей ЭИ310 и ЭИ312 (в %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo
0,35—0,45	1,0—1,6	4—6	17—20	5—7	0,8—1,3	0,2—0,4
0,35—0,45	1,4—2,2	3—5	17—20	5,5—7,0	—	—

По теплоустойчивым свойствам эти стали не уступают стали Э69, а по окалинстойкости, ввиду более высокого содержания Cr и Si, превосходят сталь ЭИ69.

Для клапанов впуска (а иногда и для клапанов выпуска маломощных моторов) применяются стали, менее легированные хромом и никелем, чем сталь ЭИ69. Эти стали имеют пониженную окалинстойкость (максимально допустимый разогрев 800—850°, выше этой температуры происходит интенсивное окалинообразование) и значительно меньшую теплоустойчивость (при 600—700°), так как не являются аустенитными.

Для этих целей применяют хромоникелькремнистую сталь марки ЭИ72, имеющую состав 0,25—0,37% C, 2—3% Si, 11,5—14% Cr и 6,5—7,5% Ni. Она может иметь структуру аустенита (после закалки от 1050°, обеспечивающей полное растворение карбидов) и аустенит+мартенсит (после нагрева на 800°). Однако закалка при высокой температуре не обеспечивает получения аустенита достаточной устойчивости, так как при выдержке в районе температур 600—800° происходит выпадение карбидов и при охлаждении происходит аустенитомартенситное превращение. Превращение это сопровождается объемными изменениями, пленка окиси хрома на поверхности отскакивает, и это обстоятельство делает сталь в условиях эксплуатации менее жаростойкой, чем сталь ЭИ69. После закалки от низких температур ($t_{зак} \approx 800^\circ$) значительная часть хрома находится связанной в карбидах, вне раствора и не участвует в создании высокой жаростойкости. В силу отмеченных обстоятельств применение стали ЭИ72 нельзя считать целесообразным.

Для деталей, в частности для клапанов впуска, не испытывающих нагрева выше 600° вполне зарекомендовали себя хромкремнистые стали (силхромы), обладающие ввиду высокого содержания хрома достаточной жаростойкостью и при нагреве до 500° не уступающие стали ЭИ69 в теплоустойчивости. Состав силхромов, применяемых в авиационном (клапаны впуска) и в других отраслях моторостроения (например, клапаны впуска и выпуска автомобильных моторов), приводится в табл. 75.

Структура этих сталей может меняться в зависимости от температуры закалки от мартенсита (низкая температура закалки) до аустенита (высокая температура закалки). Однако нормальная обработка этих сталей заключается в отжиге. Получаемая структура сорбита, хотя и обладает пониженной теплоустойчивостью и жаростойкостью, но эти свойства при применяемых рабочих температурах вполне достаточны. Так при 600° теплоустойчивость стали СХ8М не ниже теплоустойчивости стали ЭИ69, но при 700° сталь СХ8М заметно уступает стали ЭИ69 в этом отношении, а при 800° теплоустойчивость стали СХ8М в 4—5 раз меньше теплоустойчивости стали ЭИ69.

Хром и в особенности кремний повышают критические точки. Высокое содержание в силхромах хрома и кремния приводит к тому, что критические точки в этих

Таблица 75

Состав сильхромов (в %)

Марка стали	C	Cr	Si	Mo
СХ8М (ЭИ107)	0,35—0,45	9,0—10,5	1,9—2,6	0,7—0,9
СХ8	0,35—0,5	8—9,5	2,2—3,2	—
СХ12	0,4—0,5	10—12	3,4—4,7	—

сталих лежат значительно выше температур случайно возможного перегрева этих сталей в работе (так, например, в стали СХ8М точка A_{c1} лежит около 850°). Этим достигается устойчивость структуры сталей, обработанных на сорбит, тогда как обработка на более высокую крипоустойчивость, например, путем закалки на аустенит, нецелесообразна, так как аустенит будет неустойчив и возможно выделение карбидов и превращение аустенита в мартенсит.

Для предотвращения возможного развития отпускной хрупкости в условиях длительного пребывания в районе температур $500-600^\circ$ в сильхром вводится молибден (сталь СХ8М). Стали СХ8 и СХ12 не гарантированы от возможного проявления отпускной хрупкости после длительной работы.

В авиастроении для клапанов впуска из перечисленных трех сильхромовых сталей применяется сталь СХ8М. Обычная термообработка этой стали — отжиг с нагревом до 870° и медленным охлаждением ($\sim 100^\circ$ в час) и последующим отпуском при 790° .

Для заглушек (см. фиг. 381), испытывающих значительное трение от рычага нажимающего на клапан, применяется высокохромистая инструментальная сталь Х12М. Хотя эта сталь имеет существенно меньшую жаропрочность, чем перечисленные клапанные стали, сталь Х12М превосходит остальные стали по твердости и износоупорности, так как ее твердость находится в пределах $58-62 R_c$ (после закалки от $900-950^\circ$). Твердость же других жаропрочных сталей — ЭИ69, ЭИ107, СХ8М — после обычных для этих сталей термообработок находится в пределах $25-30 R_c$ ($90-100 K_b$).

Для наплавки фасок клапанов применяют специальные стеллиты, являющиеся сплавами хрома, кобальта, никеля и вольфрама. Они обладают высокой твердостью в нагретом состоянии и жаростойкостью, но не поддаются ковке и обработке резанием. Поэтому из них нельзя изготовить клапан, а можно только наплавить ими часть клапана, подвергаемую наиболее сильному воздействию температур и механическому износу.

Состав кобальтового стеллита ВЗК приведен в табл. 76.

Таблица 76

Состав кобальтового стеллита ВЗК

C	Si	Cr	Ni	Fe	W	Co
0,9—1,3	1,75—2,75	28—32	<2,0	<2,0	4—5	58—63

Отлитые стеллитовые палочки наплавляются на фаски клапана кислородно-ацетиленовым пламенем. Стеллит обладает высокой твердостью $\sim 50 R_c$. Структура стеллита состоит из твердого раствора на базе кобальта и эвтектики из твердого раствора и хромистых карбидов (см. выше фиг. 374). Эвтектика придает сплаву высокую износоустойчивость.

§ 4. Стали и сплавы для турбинных лопаток

В современных турбореактивных двигателях важнейшей деталью является лопатка турбокомпрессора. От температуры, которую может выдержать металл лопатки, в большой степени зависит мощность реактивного двигателя. В современных реактивных двигателях лопатки турбин разогреваются до 700—900°, и имеется тенденция еще повысить эту температуру.

Для лопаток турбин применяются как аустенитные стали, так и сплавы на основе никеля и кобальта.

Составы некоторых применяемых для этой цели сплавов приведены в табл. 77.

Наиболее простым решением вопроса являлось бы применение стали ЭИ69. Но чтобы повысить ее жаропрочность, ее следовало бы применять не в стабилизированном состоянии (как для клапанов поршневых двигателей), а после закалки от высоких температур (1180—1200°). Однако, в большинстве случаев жаропрочные свойства стали ЭИ69 и в этом состоянии оказываются недостаточными.

Лучшими по жаропрочным свойствам оказались аустенитные стали с 15—17% Cr и 25—30% Ni с добавками титана или молибдена (сплавы тинидур и тимкеналлой). Но преимущество этих сплавов перед сталью ЭИ69 не столь значительно.

Значительно превосходят сталь ЭИ69 стали на никелевой основе, так называемые сплавы типа нимоник. Они содержат около 70—75% Ni и 15—20% Cr с добавками титана (последнего около 2—3%).

Сравнение прочности различных сплавов при высоких температурах, приведенное на фиг. 386, показывает, что в каждом интервале температур наиболее прочной является определенная группа сплавов. При температурах до 500° наиболее прочной являются ферритные стали (например сталь сильхром), в интервале 500—650° — аустенитные стали (например сталь 14-14-2 или ЭИ69), а выше 650° превосходит остальные сплавы по прочности сплав виталиум (близкими к нему по свойствам являются сплавы типа нимоник).

Для оценки жаропрочных свойств большее значение, чем кратковременная прочность при высокой температуре (σ_p), имеет предел ползучести (σ_c)¹ или длительная прочность (σ_g). Длительная прочность характеризуется напряжением, которое вызывает разрушение образца за определенный промежуток времени, например за 100 или 300 час. ($\sigma_{c,100}$; $\sigma_{c,300}$) при данной температуре. При 700° $\sigma_{g,100}$ для стали ЭИ69 (14-14-2) лежит около 15 кг/мм².

Аустенитные сплавы на железной основе: Rex 78, тинидур, тимкеналлой обладают более высокой жаропрочностью. $\sigma_{g,100}$ при 700° у этих сплавов имеет значение около 20 кг/мм². Никелевые и кобальтовые сплавы — нимоник и виталиум — имеют при этих температурах испытания (700—705°) $\sigma_{g,100}$ в пределах от 30 до 40 кг/мм².

Никелевые и кобальтовые сплавы могут подвергаться упрочняющей термообработке — закалке и старению. Старение при 600—700° вызывает повышение твердости.

Сплавы типа виталиум чрезвычайно дороги, так как содержат около 60% кобальта.

¹ О ползучести см. выше — гл. VII, § 6.

Б. НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

§ 5. Коррозионная стойкость стали

Поверхностное разрушение металла под воздействием внешней среды называется *коррозией* (ржавление). Чистое железо и низколегированные стали не обладают устойчивостью против коррозии в атмосфере, воде и многих других средах, так как образующаяся пленка окиси недостаточно плотна и не изолирует металл от химического воздействия среды. Введением в сталь некоторых элементов можно повысить устойчивость против коррозии и создать сплав, практически не корродирующий в данной среде. Однако при введении такого элемента в сплав происходит не постепенное повышение коррозионной устойчивости, а скачкообразное.

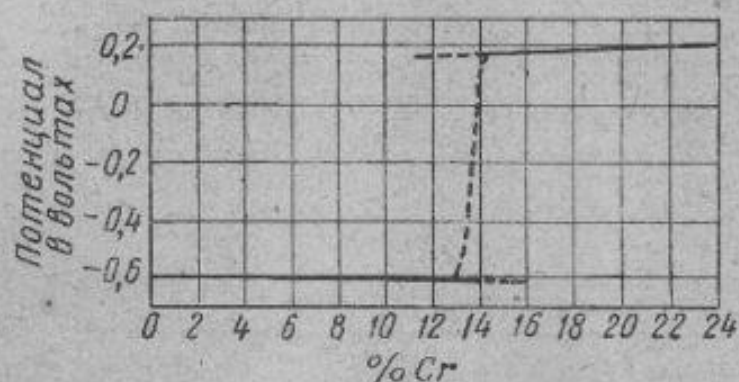
Таблица 77

Составы жаропрочных сталей и сплавов (в %)

№ по пор.	Сплав	C	Cr	Ni	W	Mo	Ti	Al	Co
1	18-8	0,1	18	8	—	—	0,5	—	—
2	14-14-2	0,4	14	14	2	0,3	—	—	—
3	14-14-3-7 (Rex 78)	0,1	14	14	3	—	0,1	—	7
4	30-15-2 (тинидур)	0,1	30	15	—	—	2	—	—
5	16-25-6 (тимкеналлой)	0,1	16	25	—	6	—	—	—
6	Нимоник	0,1	20	75	—	—	2,5	1	—
7	Виталиум	0,2	28	—	—	5	—	—	65

Не вдаваясь подробно в явления, связанные с процессами коррозии и коррозионным разрушением, так как этому вопросу посвящен специальный раздел курса, укажем только, что введение в сталь

~12% Cr делает сталь коррозионноустойчивой в атмосфере и многих других, имеющих промышленное значение, средах (см. фиг. 387). Сплавы, содержащие меньше 12% хрома, практически в столь же большой степени подвержены коррозии, как и чистое железо. Сплавы, содержащие более 12—14% хрома, ведут себя как благородные металлы: обладая положительным потенциалом, они не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде, в ряде кислот, солей и щелочей. Таким образом



Фиг. 387. Потенциал железохромистых сплавов

свойство «нержавения» создается введением в сплав по крайней мере 12% хрома. Все железные сплавы, содержащие это и большее количество хрома, являются нержавеющими сталями. Практически применяемые нержавеющие стали коррозионноустойчивы в атмосфере, морской и пресной воде, в щелочах, пищевых продуктах, растворах азотной кислоты. Хромистые нержавеющие стали неустойчивы в соляной и серной кислотах. Хромоникелевые нержавеющие стали неустойчивы в соляной кислоте, но устойчивы в серной.

§ 6. Хромистые нержавеющие стали

Применяются три типа хромистых нержавеющих сталей с 12, 17 и 27% Cr, причем стали с 12% хрома в зависимости от требований, предъявляемых к ним, имеют различное содержание углерода (от 0,1 до 0,4% С).

Состав хромистых нержавеющих сталей приведен в табл. 78.

Состав хромистых нержавеющих сталей (в %)

Таблица 78

Марка стали	С	Cr	Марка стали	С	Cr
Ж1	≤0,14	12,5—14,5	Ж4	0,35—0,45	12,5—14,5
Ж2	0,15—0,23	12,5—14,5	Ж17	≤0,12	16—18
Ж3	0,24—0,35	12,5—14,5	Ж27	≤0,15	26—29

На фиг. 388 прямоугольники показывают содержание углерода и хрома в этих сталях. Стали Ж2—Ж4 имеют такое содержание хрома и углерода, что нагревом можно получить однофазную аустенитную структуру¹. Эти стали имеют $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение, и соответствующей термической обработкой можно вызвать перекристаллизацию и изменение свойств. Закалкой можно получить в них мартенситную структуру. Естественно, что твердость таких сталей в закаленном состоянии тем выше, чем больше содержится в них углерода.

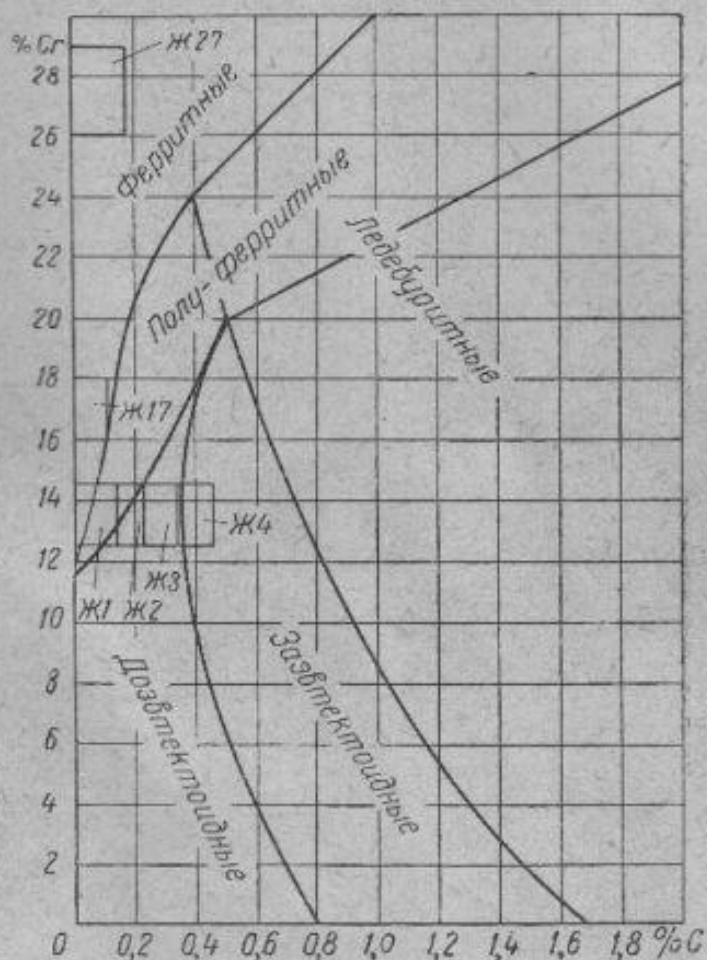
¹ За исключением стали Ж2 с содержанием хрома на верхнем пределе и углерода на нижнем. Эта сталь, так же как и сталь Ж1 с содержанием углерода на верхнем пределе, является полуферритной и закалка дает структуру мартенсит+феррит.

Стали Ж1 и Ж2 являются наиболее дешевыми нержавеющейими сталями и применяются для различных назначений в условиях работы в слабокорродирующих средах. Применяются они без термообработки.

Стали Ж3 и Ж4 после закалки от температуры 1050—1100° имеют твердость 45—55 K_c и применяются для изделий, от которых требуется высокая твердость и износоупорность и одновременно высокая коррозионная устойчивость (например, хирургический инструмент).

Стали Ж17 и Ж27 являются сталями ферритного класса (см. фиг. 388). Они не имеют превращений при нагревании и, следовательно, термическая обработка не измельчает зерна (так как отсутствует $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение). Основной недостаток этих сталей — крупнозернистость, не устраняемая термообработкой.

С другой стороны, отсутствие превращений в этих сталях облегчает их сварку, так как в сварном шве отсутствуют весьма опасные в высоколегированных сталях структурные напряжения, образующиеся в результате фазовых превращений. Стали Ж17 и Ж27 применяются как жаростойкие, а также как кислотоупорные, так как коррозионная стойкость этих сталей в крепких кислотах выше, чем других нержавеющейих сталей.



Фиг. 388. Система железо-углерод-хром и положение в ней промышленных хромистых нержавеющейих сталей.

§ 7. Хромоникелевые нержавеющейие стали

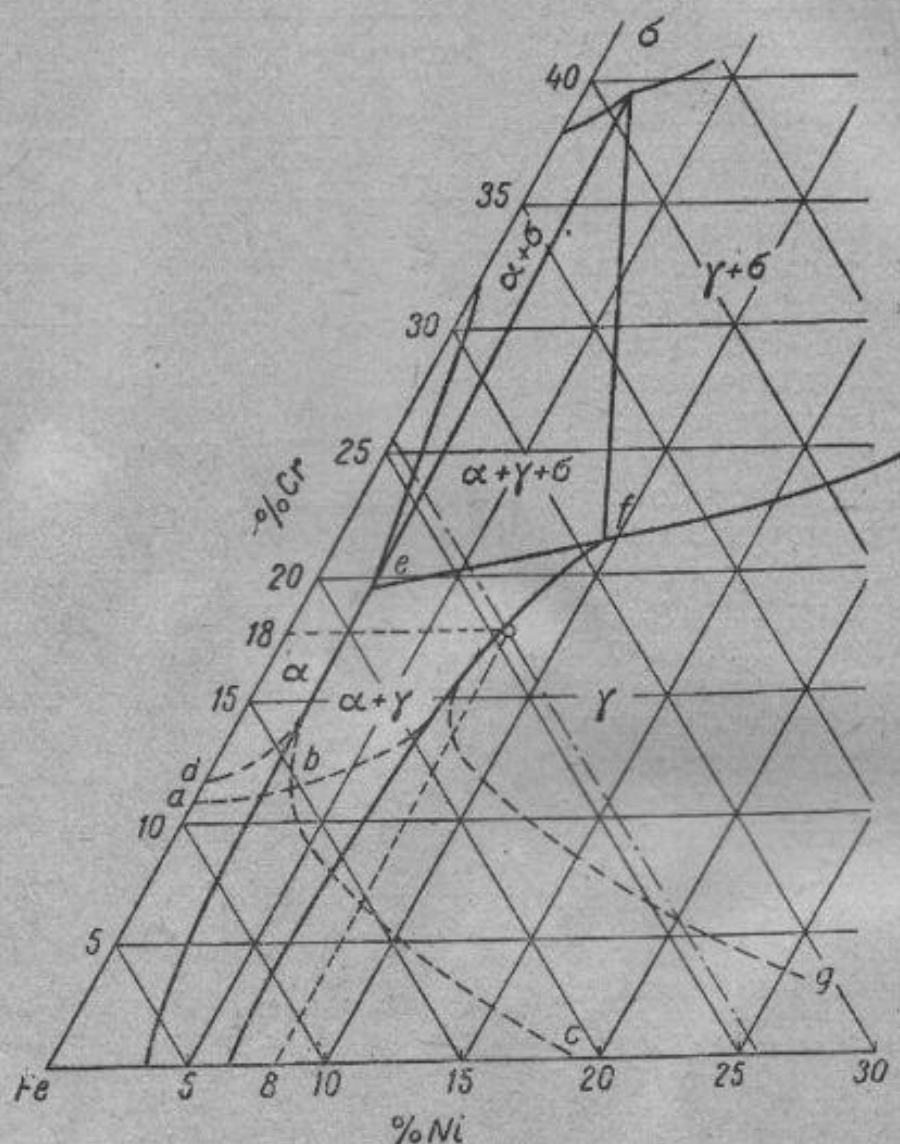
Введение достаточного количества никеля в 18%-ную хромистую сталь переводит ее в аустенитное состояние при всех интервалах температур. А это обеспечивает лучшие механические свойства, меньшую склонность к росту зерна, более высокую коррозионную устойчивость и крипоустойчивость.

Стали с 18% Cr и 8% Ni получили как нержавеющейие стали наиболее широкое распространение.

В зависимости от содержания хрома необходимо определенное количество никеля для получения аустенитной стали. Сведения об этом соотношении дает тройная система Fe—Cr—Ni. На фиг. 389 показан горизонтальный разрез системы Fe—Cr—Ni при 650°.

Пунктирные линии даны для крайних положений двухфазной $\alpha + \gamma$ -области (при комнатной температуре и при 1100°). Уходящие направо пунктирные кривые, ограничивающие $\alpha + \gamma$ -область, относятся к комнатной температуре, а уходящие на-

лево — к 1100° . С повышением температуры точки c и g перемещаются налево, при 650° совпадают со сплошными линиями, при 910° (A_3 для чистого железа) точки c и g совпадают у оси координат и при дальнейшем повышении переходят на ось Fe—Cr, достигая крайнего значения при температуре 1100° (точки a и d). Поэтому сплавы, лежащие внутри фигуры abc , имеют полностью $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение. Сплавы, лежащие между линиями $defg$ и abc , являются полуферритными (полуаустенитными), сплавы, лежащие левее de , ферритными, а правее fg — аустенитными.



Фиг. 389. Железный угол системы Fe—Cr—Ni.

Сплошные линии — изотермический разрез при 650° .

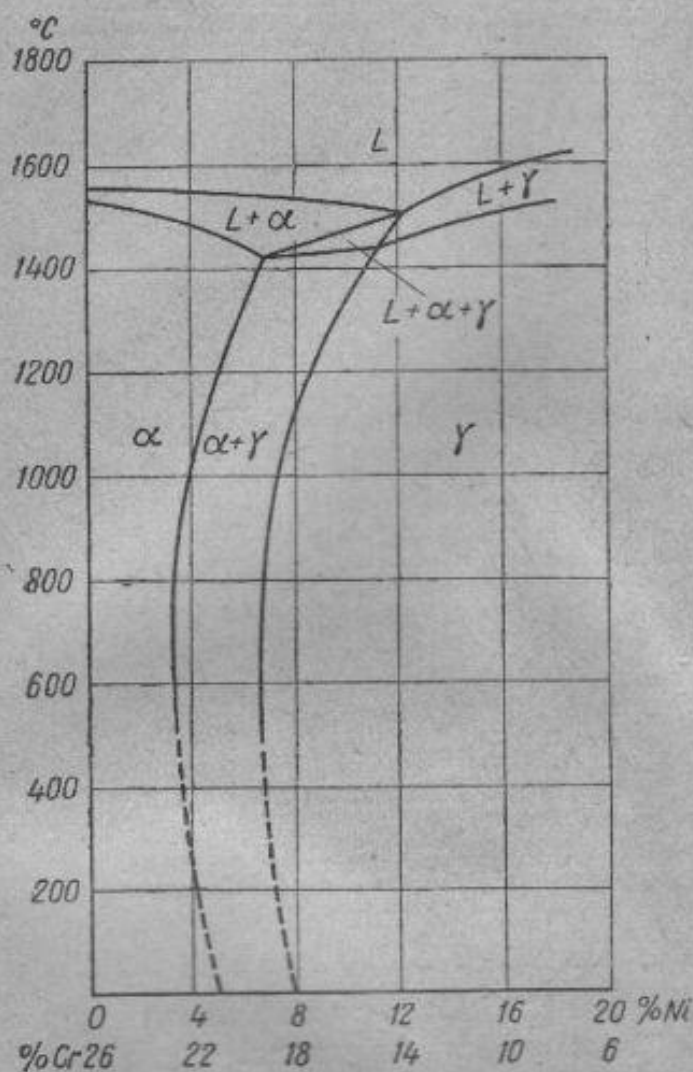
σ -фазой на этой диаграмме обозначено химическое соединение FeCr или так называемая хрупкая составляющая (об этой фазе см. выше стр. 312). Появление σ -фазы вызывает хрупкость и даже растрескивание сплава и интервала концентраций, где присутствует σ -фаза, следует избегать для сплавов, имеющих промышленное применение.

Как видно, сплав 18Cr—8Ni лежит в аустенитной области, но в непосредственной близости от двухфазной $\alpha + \gamma$ -области. Поэтому нельзя в стали с 18% Cr уменьшать содержание никеля ниже 8%, так и в стали с 8% Ni увеличивать содержание хрома, так как это вызовет появление α -фазы и ухудшение коррозионных и механических свойств стали.

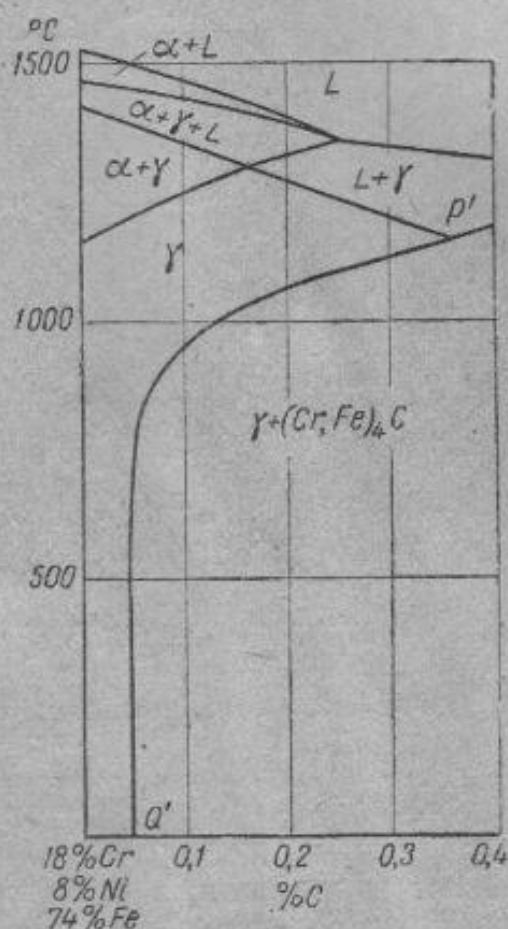
На фиг. 390 дается псевдобинарный разрез для сплавов с содержанием 74% Fe (показан на фиг. 389 осевой линией). Очевидно, сплав с 18% Cr и 8% Ni лежит как раз в плоскости этого разреза. И по этому разрезу мы видим, что сталь эта минимально легирована никелем. Более низкое содержание никеля вызвало бы появление

α -фазы. Одновременно видим, что аустенитная область устойчива до температур у этой стали примерно 1150° . Поэтому закалка с температур выше 1150° может повести к образованию двухфазной структуры и к ухудшению свойств стали.

Растворимость углерода в аустените при комнатной температуре очень мала: по одним данным $0,02\%$, по другим — $0,04\%$. Следовательно, при содержании углерода более $0,04\%$ сверх этого количества последний находится в карбидной фазе.



Фиг. 390. Псевдобинарный разрез системы Fe—Cr—Ni для сплавов с 74% Fe.



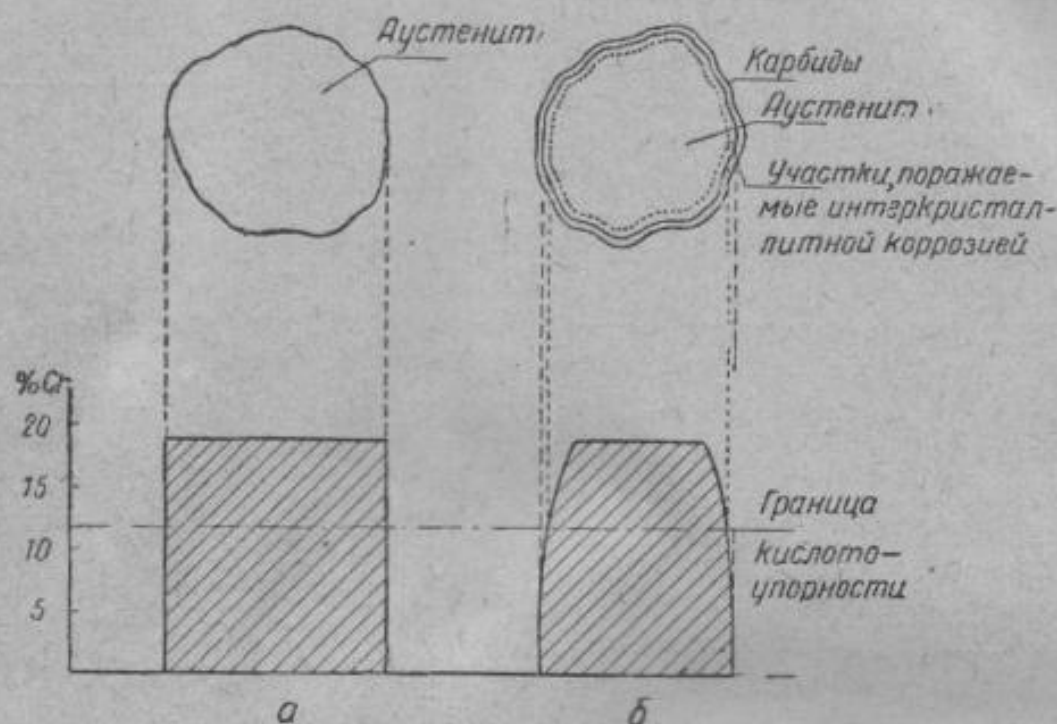
Фиг. 391. Псевдобинарный разрез системы Fe—Cr—Ni—C. Разрез для постоянного содержания Cr и Ni (Cr=18%; Ni=8%).

В сплаве с 18% Cr и 8% Ni только хром является карбидообразующим легирующим элементом, а так как в сплаве много хрома и мало углерода, то очевидно возможно образование богатого хромом карбида Cr_4C с растворением в нем, как обычно, большого количества железа. Растворимость карбида $(Cr, Fe)_4C$ в аустените с повышением температуры быстро возрастает, и сплавы даже с $0,25\%$ C при температурах 1100° являются однофазными.

Псевдобинарный разрез системы Fe—Cr—Ni—C, на которой нанесена кривая насыщения аустенита углеродом (линия Q'—P') приведен на фиг. 391. Как видно из этой диаграммы, только сплавы с содержанием углерода менее $0,04\%$ C не имеют в структуре избыточных карбидов. У сплавов с большим содержанием углерода происходит

выделение карбидов, начинающееся на линии $Q'-P'$. Нагревом выше этой линии карбиды можно перевести в раствор и, как показывает опыт, скорым охлаждением пересыщенный твердый раствор можно зафиксировать при комнатной температуре.

При комнатной температуре и при нагреве вплоть до 500° этот пересыщенный раствор является устойчивым. Ввиду малой скорости диффузии при низких температурах хрома карбиды из раствора не выделяются. Но при более высоких температурах наблюдается выделение карбидов. Важно, что выделение карбидов при этих условиях резко



Фиг. 392. Схема, иллюстрирующая причины, вызывающие интеркристаллитную коррозию.

а—закаленное состояние, пересыщенный однородный твердый раствор; *б*—после нагрева на $500-600^\circ$ выделились по границам зерна карбиды. Неоднородный твердый раствор, граница зерен обеднена хромом.

снижает коррозионную стойкость и вызывает появление особого вида коррозионного разрушения, так называемой *интеркристаллитной* коррозии, весьма отрицательно влияющей на свойства металла.

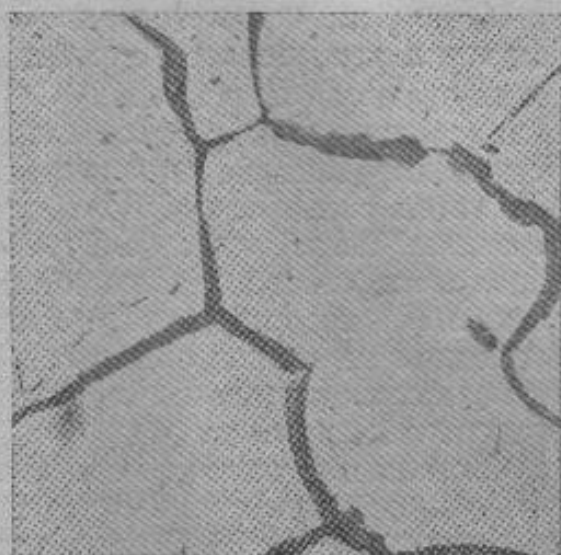
Явление интеркристаллитной коррозии состоит в том, что по границам зерна из пересыщенного γ -твердого раствора выделяются хромистые карбиды и резко снижается коррозионная стойкость сплава. Граница зерна не является коррозиестойчивой. Процесс коррозии быстро, даже в сравнительно не очень активных средах распространяется по границам зерна в глубь металла. Лист из нержавеющей стали, пораженный интеркристаллитной коррозией, при постукивании не издает металлического звука и при небольшом усилии может быть истерт в порошок.

Явление интеркристаллитной коррозии происходит из-за неодинаковой скорости диффузии хрома и углерода. Карбиды в аустенитной стали выделяются по границам зерна. Ввиду разной скорости диффузии весь углерод продиффундирует к границам зерна, тогда как для образования карбида хром берется только из окружающей поверхность зерна объемов (так как диффузия хрома значительно отстает от диффузии углерода). В результате выделения карбида поверхность зерна на опре-

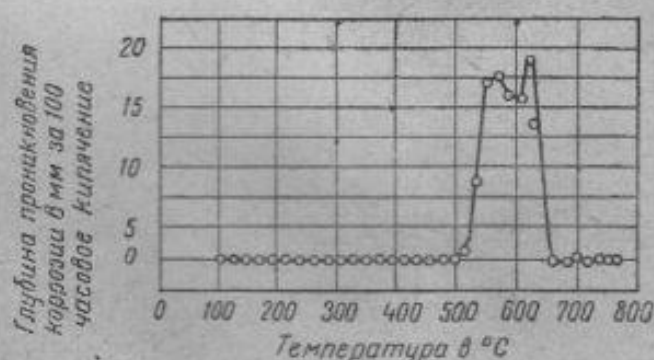
деленной, сравнительно небольшой глубине оказывается обедненной по хрому меньше границы кислотоупорности ($<12\%$ Cr), см. схему фиг. 392.

Коррозионное разрушение распространяется вглубь по этим обедненным хромом границам зерна (фиг. 393). Процесс интеркристаллитной коррозии возникает лишь после нагрева закаленной аустенитной стали в определенном районе температур. Если нагрев был ниже 500° , то, как видно из фиг. 394, интеркристаллитная коррозия не проявляется, так как при этих температурах карбиды хрома не выделяются. После нагрева на $500\text{--}700^\circ$ устойчивость стали против коррозии резко снижена в результате выделения карбидов. Наконец, выше 700° нагрев также не способствует интеркристаллитной коррозии, так как при этих температурах с уже заметной скоростью диффундирует хром и отсутствует обеднение границ зерна хромом, несмотря на возможное выделение карбидов¹.

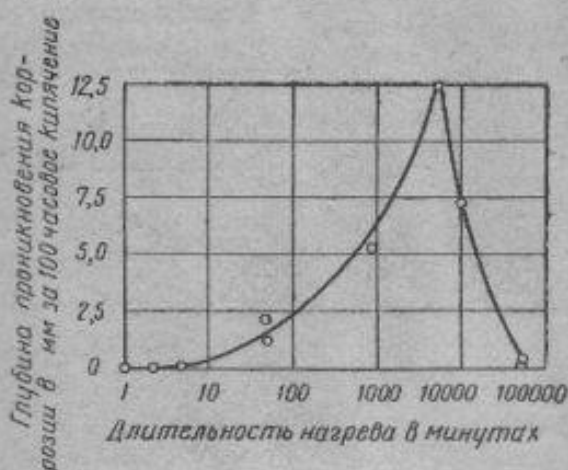
Процесс выделения карбидов и вызванная этим склонность к интеркристаллитной коррозии зависят от времени пребывания стали в опасном районе температур. Так, например, при 650° выдержка закаленной



Фиг. 393. Интеркристаллитная коррозия в нержавеющей стали 18-8.



Фиг. 394. Глубина проникновения интеркристаллитной коррозии после пребывания в течение 1000 час. при разных температурах. Сталь 0,08% C; 18,1% Cr и 8,9% Ni (Бэйл, Эборн и Рутерфорд).



Фиг. 395. Глубина проникновения интеркристаллитной коррозии в зависимости от длительности пребывания стали в опасном районе температур (при 650°) (Бэйл, Эборн и Рутерфорд).

нержавеющей стали 18-8 в течение 1000—10 000 минут, очевидно, вызвала наиболее полное выделение карбидов хрома, вследствие чего сплав приобрел наибольшую склонность к интеркристаллитной коррозии (фиг. 395). Большая выдержка уменьшает склонность сплава к интер-

¹ Нельзя при этом не учитывать и увеличивающейся способности аустенита растворять углерод, см. кривую $Q^1 P$ на фиг. 391.

кристаллитной коррозии, так как, вероятно, содержание хрома на границах зерна восстановилось до концентрации $>12\%$ Cr медленно диффундирующими из глубины зерна атомами хрома.

Очевидно, что нагрев до $500-700^\circ$ вызывает выделение карбидов лишь у пересыщенного аустенита, т. е. у сталей 18-8 при содержании в них углерода более $0,04\%$ C (практически более $0,06\%$). В аустенитных нержавеющих сталях можно устранить склонность к интеркристаллитной коррозии не только уменьшением содержания углерода, но и введением сильных карбидообразователей. Такими элементами являются обычно титан или ниобий¹. При введении титана или ниобия в сталь образуются соответственно карбиды TiC или NbC. Эти карбиды (фазы внедрения) нерастворимы в аустените и, отняв весь углерод от хрома, последний не может образовать карбидов и, следовательно, исключена возможность выделения хромистых карбидов и проявления интеркристаллитной коррозии.

Титана или ниобия надо ввести такое количество, чтобы он связал весь углерод в сплаве. Если исходить из формулы TiC, то на $0,1\%$ C надо ввести $0,4\%$ Ti (атомн. вес углерода 12, титана 48). Однако, так как карбид титана кристаллизуется с дефицитом по углероду, то отношение $\frac{\text{Ti}}{\text{C}}$ для полного устранения склонности к интеркристаллитной коррозии должно быть не $\frac{4}{1}$, а больше, порядка $\frac{6}{1} - \frac{7}{1}$, что и подтверждается практикой.

Современные марки аустенитных хромоникелевых сталей приведены в табл. 79.

Таблица 79

Состав хромоникелевых нержавеющих сталей (в %)

Марка	C	Cr	Ni	Ti
Я0	$<0,06$	17—19	8—10	—
Я1	0,06—0,12	17—19	8—10	—
Я1Т	$<0,14$	17—19	8—10	0,4—0,8
Я2	0,15—0,26	17—19	8—10	—

Из приведенных в табл. 79 сталей стали Я0 и Я1Т к интеркристаллитной коррозии не склонны, а стали Я1 и Я2 склонны.

Структура этих сталей — аустенитная, у сталей Я0, Я1 и Я2 в закаленном состоянии без избыточных карбидов, а у стали Я1Т с избыточными карбидами титана. На фиг. 396 приводится структура стали Я1 после закалки от 1100° .

Широкое применение аустенитных нержавеющих сталей явилось следствием не только их высоких антикоррозионных свойств, но и, по

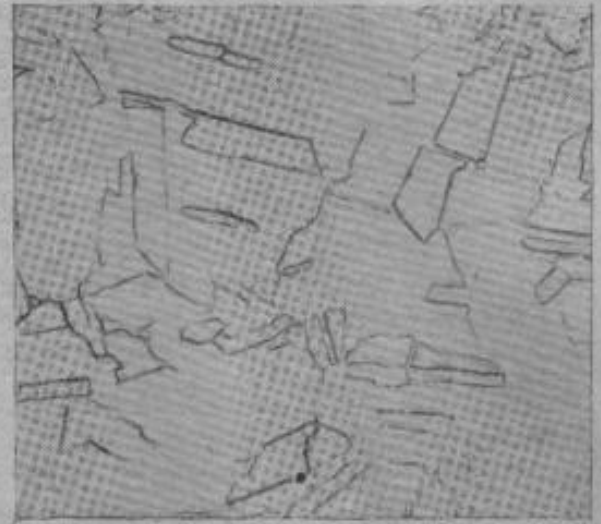
¹ Аналогичную роль могут играть молибден, вольфрам, ванадий. Однако, являясь менее сильными карбидообразователями, чем титан и ниобий, они менее эффективны. Кроме того, они в значительном количестве растворяются в хромистых карбидах и поэтому, чтобы устранить склонность к интеркристаллитной коррозии, надо этих элементов ввести такое количество, когда они не будут растворяться в хромистых карбидах и образуют самостоятельную карбидную фазу.

сравнению с ферритными нержавеющими сталями, их хороших технологических свойств и высоких механических свойств. Эти стали хорошо прокатываются, пластичны, в холодном состоянии выдерживают глубокую вытяжку и профилирование, подвергаются электросварке.

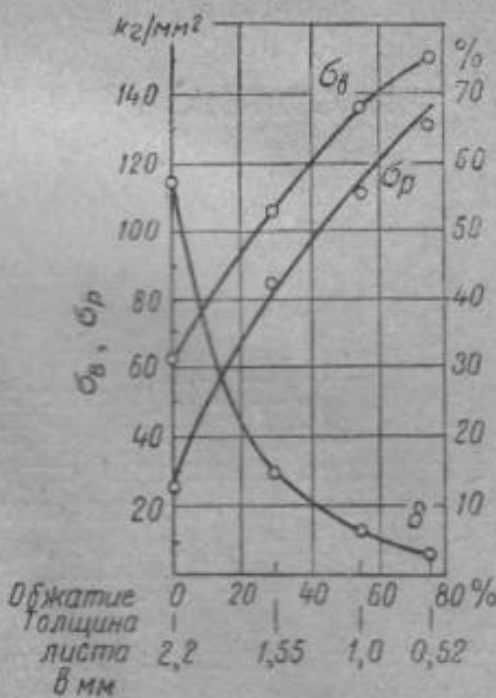
Для умягчения их подвергают закалке в воде от температур 1050°—1100° (Я1, Я1Т) или 1100°—1150° (Я2). Медленное охлаждение с этих температур не только не поведет к умягчению, но, наоборот, повысит твердость по сравнению с закаленным состоянием из-за выделения карбидов.

В максимально умягченном (закаленном) состоянии механические свойства этих сталей приведены в табл. 80.

Эти стали в закаленном состоянии подвергают прокатке, профилировке и другим видам обработки давлением. Однако невысокое значение прочности этих сталей после закалки, в особенности низкое сопротивление малым пластическим деформациям (сталь Я2 при $\sigma_B = 65 \text{ кг/мм}^2$ имеет $\sigma_p = 20 \text{ кг/мм}^2$), не позволяет их рационально применять как конструкционный материал.



Фиг. 396. Структура стали Я1. $\times 500$.



Фиг. 397. Влияние нагартовки на механические свойства стали Я2.

Таблица 80

Механические свойства хромоникелевых нержавеющих сталей в закаленном состоянии

Марка стали	Механические свойства	
	σ_B кг/мм ²	δ_{10} , %
Я0	58	—
Я1	58	45
Я1Т	56	45
Я2	65	45

Эффективным методом упрочнения этих сталей является нагартовка. На фиг. 397 приводятся кривые, показывающие изменение свойств стали Я2 в зависимости от степени обжатия при прокатке. 40% обжатия повышают предел прочности в два раза (с 60 кг/мм² до 120 кг/мм²),

а предел пропорциональности в 4 раза (с 25 кг/мм² до 100 кг/мм²). При таких механических характеристиках нержавеющей сталь почти не уступает таким высокопрочным самолетным сталям, как сталь хромансиль.

Интенсивное упрочнение этих сталей под воздействием холодной обработки давлением создается не только обычной нагартовкой (образование линий сдвигов, осколков зерен по плоскостям сдвигов, искажениям решетки и т. д.), но и образованием по линиям сдвигов мартенсита. Это обнаруживается магнитными измерениями. Немагнитная аустенитная сталь становится после наклепа слабо магнитной. Ввиду высокой стоимости и неудобства обработки (сталь с трудом обрабатывается режущим инструментом) нержавеющей стали мало применяются как конструкционная сталь в авиастроении.

Из сталей Я1, Я2 опытным путем изготавливались отдельные конструкции самолетов, даже был изготовлен целый самолет из нержавеющей стали Я1. Из Я1Т изготавливается отводящая система для отработанных газов.

В качестве заменителей хромоникелевых нержавеющей сталей была разработана хромоникельмарганцевая нержавеющая сталь также аустенитного класса. В этой стали никель частично заменен марганцем¹. Состав этой стали (марка ЭИ100) следующий: С 0,15—0,30%; Мп 8—10%; Сг 12—14%; Ni 4—5%.

Технология изготовления и области применения этой стали аналогичны стали Я1.

Механические свойства стали ЭИ100 в закаленном состоянии ($t_{\text{зак}}^{\circ} = 1150—1180^{\circ}$): $\sigma_B = 65$ кг/мм², $\delta_{10} = 40\%$, после нагартовки $\sigma_B = 120$ кг/мм², $\delta_{10} = 15\%$.

В. ИЗНОСОУСТОЙЧИВЫЕ СТАЛИ

§ 8. Сталь Гадфильда

Устойчивость против износа достигается обычно приданием высокой поверхностной твердости путем цементации или азотирования. Однако имеется сталь, которая при низком значении твердости (всего лишь 200—250 Н_В) обладает высокой износостойкостью. Такой сталью является сталь Гадфильда (марка по ГОСТ Г13), содержащая 1,0—1,3% С и 11—14% Мп. После обычной термической обработки (закалка от 1100° в воде) сталь эта получает аустенитную структуру. Высокая износостойкость стали объясняется тем, что эта сталь обладает большой способностью к наклепу (вследствие измельчения зерна под действием пластической деформации, а также в результате образования мартенсита).

Характерно, что если износ сопровождается давлением, то эта сталь имеет высокую устойчивость. При абразивном износе (например, сопла пескоструйных аппаратов), когда отсутствуют давление и вызываемый этим давлением наклеп, износостойкость стали Гадфильда не лучше

¹ Полная замена никеля марганцем в нержавеющей сталях невозможна. Для получения устойчивой аустенитной структуры надо при 12—14% Сг иметь не менее 12% Мп. Столь высокое содержание Мп ухудшает пластичность и снижает коррозионную стойкость. Пришлось поэтому ограничиться при изыскании заменителей хромоникелевых нержавеющей сталей частичной заменой никеля.

любой другой стали с такой же твердостью. Под действием резца или другого режущего инструмента обрабатываемая поверхность наклепывается. У стали Гадфильда это явление носит столь резко выраженный характер, что не позволяет производить механическую обработку.

Обычная технология изготовления деталей из этих сталей — отливка и последующая шлифовка.

Термическая обработка, применяемая для этой стали, имеет назначение — полностью растворить карбиды $(Mn, Fe)_3C$ и достаточно насытить аустенит углеродом и марганцем, а также зафиксировать аустенитную структуру при комнатной температуре. Получение чистой аустенитной структуры придает стали не только чрезвычайно большую износостойчивость, но и высокие механические свойства (σ_B до 100—120 кг/мм², δ более 40%). Это обеспечивает устойчивость в отношении сопротивления динамическим и статическим нагрузкам деталей, изготовленных из этих сталей.

Неполное растворение карбидов может повести или к недостаточному насыщению аустенита марганцем и углеродом и к неполучению после закалки чисто аустенитной структуры или к сохранению невыгодно расположенных карбидов по границам зерен (как у стали сразу после отливки). Это ведет к сильному ухудшению механических свойств как σ_B , так и δ .

Полное растворение железомарганцевых карбидов достигается нагревом до 1050° и быстрым охлаждением (закалка в воде), препятствующим обратному выделению карбидов¹.

Сталь Гадфильда является первой легированной сталью, которую начали производить в массовом масштабе (с конца прошлого столетия). Сталь эта широко применяется во многих отраслях машиностроения и транспорта (трамвайные крестовины, переводные стрелки, детали камнедробилок, черпаки, траки и т. д.). В авиастроении эта сталь не применяется.

Г. СПЛАВЫ ВЫСОКОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ

§ 9. Реостатные сплавы и сплавы для нагревательных элементов

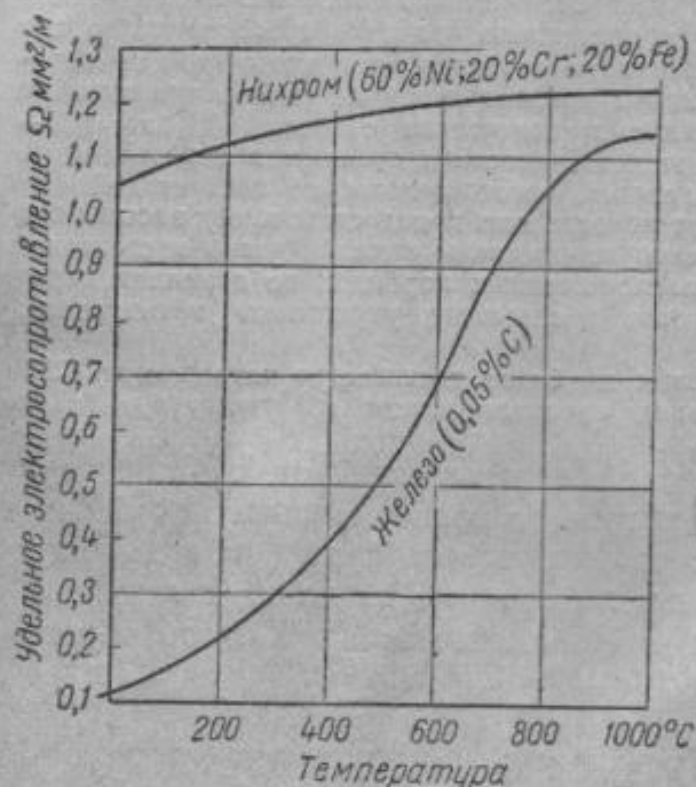
Для проводников электрического тока, например для проводов, требуется материал с минимальным электрическим сопротивлением. Так как легирование всегда сопровождается повышением электросопротивления, то проводниковыми материалами являются чистые металлы — медь, алюминий, реже серебро, железо.

Для сплавов электросопротивления требуется, наоборот, низкая электропроводность. Применяются эти сплавы для изготовления реостатов (так называемые реостатные сплавы) и для нагревательных элементов различных электрических приборов и электрических печей (собственно сплавы высокого электросопротивления). Легирование, как указывалось, всегда приводит к понижению электропроводности. Поэтому для сплавов электросопротивления применяются не чистые металлы, а сплавы.

Если два компонента образуют механическую смесь, то электросопротивление изменяется с изменением концентрации по аддитивному закону и электросопротивление есть среднеарифметическая величина от

¹ Следует указать, что нагрев до 1050° (более высокий нагрев опасен из-за роста зерна) ведет к полному растворению карбидов лишь в том случае, если отношение содержания $Mn : C \geq 10 : 1$. При большем содержании углерода часть карбидов при 1050° оказывается нерастворенной. Поэтому в технические условия на сталь Г13 входит не только определенный допуск на содержание углерода и марганца ($C 1,0—1,3\%$, $Mn 11—14\%$), но и отношение $\frac{Mn}{C}$ должно быть не меньше $\frac{10}{1}$.

сопротивления чистых компонентов (см. фиг. 88,а). При образовании твердых растворов электросопротивление меняется по криволинейному закону. При этом электросопротивление сплава обычно значительно выше электросопротивления чистых компонентов (см. фиг. 88,б). Поэтому очевидно, что для сплавов электросопротивления применяют сплав металлов, образующих твердые растворы; обычно эти сплавы являются твердыми растворами высокой концентрации.



Фиг. 398. Изменение электросопротивления железа и нихрома при повышении температуры.

Требования к сплавам высокого электросопротивления сводятся к следующему:

1. Сплав должен обладать большим удельным электросопротивлением.

2. Сплав должен обладать возможно малым температурным коэффициентом электросопротивления.

Электросопротивление у металлов растет с повышением температуры (фиг. 398). У чистого железа при комнатной температуре удельное электросопротивление = $0,1 \Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ и возрастает до $1,1-1,2 \Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ при 1000° . У нихрома разница в удельном сопротивлении составляет лишь $0,15 \text{ мм}^2/\text{м}$ ($1,05 \Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ при комнатной температуре и $1,2 \Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ при 1000°). Очевидно, точное регулирование прибора реостатом возможно лишь в том

случае, если электросопротивление сплава мало меняется с изменением температуры.

3. Сплав должен обладать высокой окалиностойкостью. Для реостатного сплава, проволока из которого не нагревается выше $300-500^\circ$, это обстоятельство не имеет существенного значения. Для нагревательных элементов печей и приборов окалиностойкость сплава определяет продолжительность работы нагревательного элемента.

Для реостатных сплавов, т. е. для сплавов, в работе не испытывающих нагрева выше $400-500^\circ$, применяют медные сплавы — никелин, константан, манганин, — являющиеся сплавами меди с никелем, цинком и марганцем. Состав этих сплавов и значение их удельного электросопротивления приводятся в табл. 81.

В качестве реостатных сплавов наиболее целесообразно применять медноникелевые. Медь и никель неограниченно растворимы в твердом состоянии. Медноникелевые сплавы с $40-50\%$ Ni обладают максимальным для этих сплавов электросопротивлением при почти нулевом значении температурного коэффициента электросопротивления (т. е. электросопротивление у этих сплавов не изменяется с температурой) (фиг. 399). Действительно наиболее распространенные реостаты сплава — константан, никелин являются сплавами меди и никеля при содержании никеля

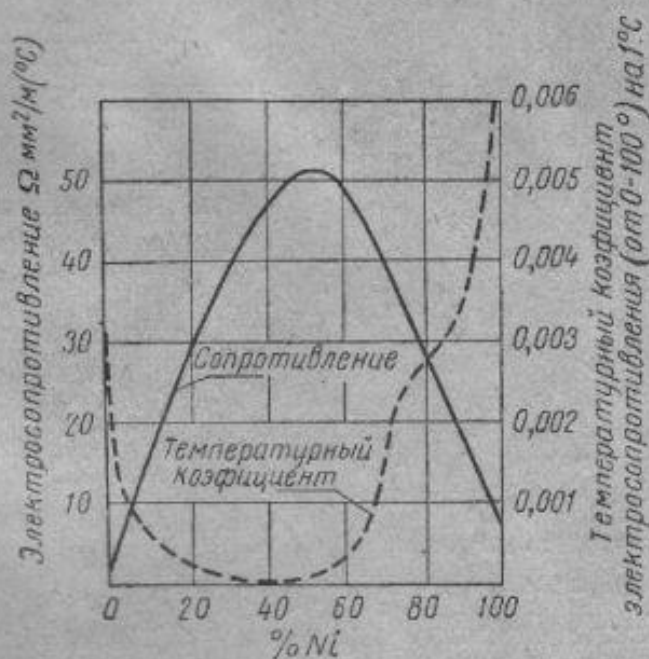
Таблица 81

Реостатные сплавы

Название сплава	Состав сплава, %			Удельное электросопротивление $\Omega \text{ мм}^2/\text{м}$ при 20°	Максимальная рабочая температура	Температурный коэффициент электросопротивления
	Cu	Ni	Mn			
Константан	59	40	1	0,50	500	Почти 0
Манганин	84	4	12	0,42	200	0,00002
Никелин	55	45	—	0,52	500	0,0001 ¹

в таком количестве, когда электросопротивление принимает максимальное значение, а температурный коэффициент — минимальное.

В качестве сплавов высокого электросопротивления применяют сплавы на никелевой и железной основе. Первые называются нихро-



Фиг. 399. Электрические свойства медно-никелевых сплавов.

мами, вторые, в зависимости от сорта сплава, имеют различные названия — фехраль, хромаль, мегапир, сплав № 1, № 2 и т. д.

Состав сплавов электросопротивления с указанием удельного электросопротивления и максимальной рабочей температуры (температура интенсивного окалинообразования) приводится в табл. 82.

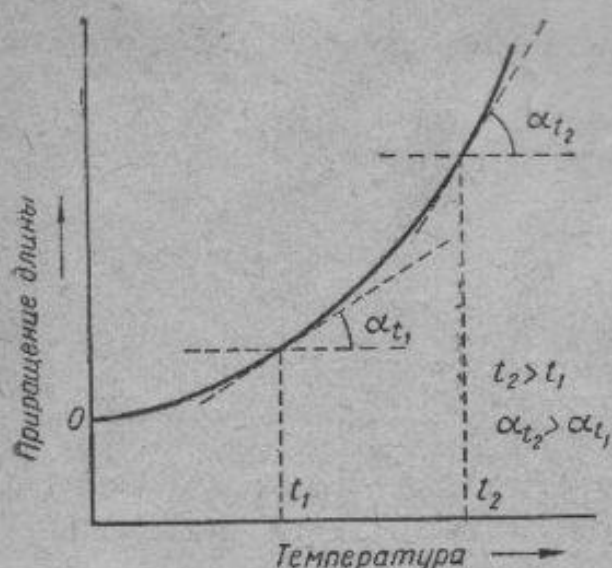
Сплавы, содержащие невысокий процент хрома и алюминия и обладающие жаростойкостью до $\sim 1100^\circ$, изготавливаются в виде прово-

¹ Укажем для сравнения, что у железа температурный коэффициент сопротивления = 0,006, т. е. никелин имеет в 60 раз меньший температурный коэффициент.

Сплавы для нагревательных элементов

Название сплава	Состав сплава, %					Удельное электросопротивление $\Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ при 20°	Максимальная рабочая температура °С
	Ni	Cr	Si	Al	Fe		
Нихром	85	15	—	—	—	1,05	1150
Фехраль	65	15	—	—	20	1,1	1100
Хромаль (мегапир)	—	15	—	5	80	1,3	1100
Новый мегапир	—	30	—	5	65	1,6	1250
Сплав № 1	—	37,5	—	7,5	55	1,8	1350
Сплав № 2	—	17	1	5	77	1,4	1000
Сплав № 3	—	25	1	6	68	1,5	1200
Сплав № 3	—	27	—	7	66	1,4	1300

локи¹; сплавы с высоким содержанием хрома и алюминия (мегапир, сплав № 2, сплав № 3) с жаростойкостью до 1250—1350°, не пластичны, из них изготавливаются литые элементы сопротивления.



Фиг. 400. Кривая расширения.

Д. СПЛАВЫ С ОСОБЕННОСТЯМИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ

§ 10. Закономерности теплового расширения металлов и сплавов.

Сплавы с заданным значением теплового расширения

В приборостроении в ряде случаев требуются сплавы, у которых:

- коэффициент линейного расширения является минимальным (близким к 0), или

- коэффициент линейного расширения является максимальным, или

- коэффициент линейного расширения имеет определенное значение, или

- коэффициент линейного расширения имеет определенное значение в заданном интервале температур.

Чтобы удовлетворить этим требованиям, для каждого конкретного случая применения изготавливают сплавы строго определенного состава.

При нагревании расширение металла происходит по криволинейному закону (фиг. 400), и коэффициент линейного расширения α возрастает с повышением температуры.

¹ Хотя сплавы, не содержащие никеля, и обладают более высокой жаростойкостью, чем содержащие много никеля нихромы, тем не менее последние сплавы часто в эксплуатации показывают лучшую стойкость. Объясняется это тем, что эти сплавы более пластичны и изготовленная из них проволока не содержит различных дефектов (трещин, рванин, заката и т. д.). Наличие таких дефектов вызывает местное повышение электросопротивления, местный перегрев и меньшую стойкость нагревательного элемента в целом.

Значение коэффициента линейного расширения для некоторых металлов при разных температурах приводится в табл. 83.

Таблица 83

Коэффициент линейного расширения некоторых металлов

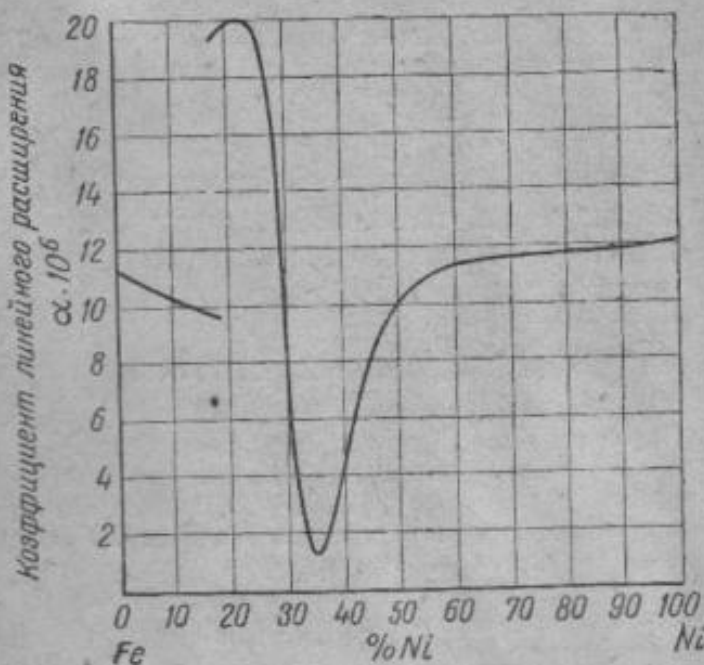
Металл	Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$				
	при 0°	при 100°	при 200°	при 600°	при 800°
Железо	11,6	12,7	14,8	16,0	—
Медь	16,2	16,7	17,1	18,6	19,3
Алюминий	22,5	24,5	26,5		
Никель	12,5				
Кобальт	12,1				
Платина	9,0				

Введение второго компонента вызовет изменение коэффициента линейного расширения:

а) если оба компонента образуют механическую смесь, то коэффициент линейного расширения изменится прямо пропорционально объемной концентрации компонентов;

б) если компоненты образуют твердый раствор, то коэффициент линейного расширения изменяется по криволинейной зависимости, но коэффициент любого сплава не выше и не ниже коэффициента для чистых компонентов.

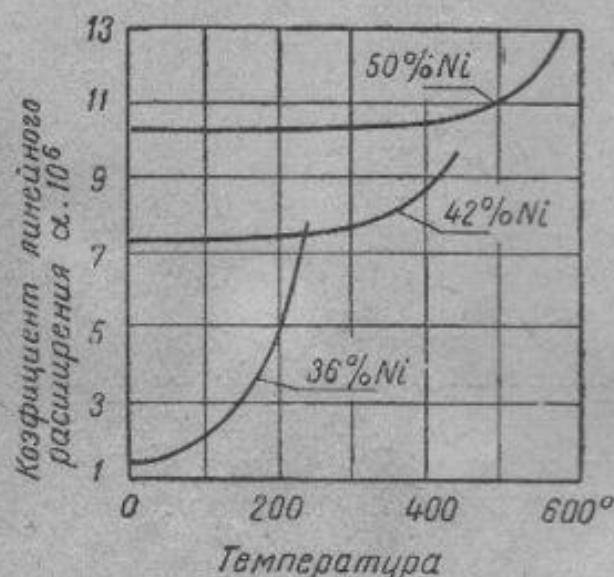
Согласно этим положениям, очевидно, невозможно получить сплав с коэффициентами, существенно отличающимися от чистых металлов, т. е. невозможно удовлетворить те требования, которые были перечислены выше. Однако имеются две аномальные системы Fe—Ni и Fe—Pt, изменение коэффициента сплавов в этой системе не подчиняется общим правилам. У сплавов железо—никель коэффициент линейного расширения при прибавлении никеля изменяется по сложной зависимости, как это представлено кривой на фиг. 401¹. Из этой диаграммы мы видим,



Фиг. 401. Коэффициент линейного расширения железоникелевых сплавов (Шевенар и др.).

¹ Разрыв кривой на фиг. 401 соответствует переходу от α -твердого раствора к γ -твердому раствору (см. диаграмму Fe—Ni, стр. 309, фиг. 285).

что у железа $\alpha=11,5 \cdot 10^{-6}$. Сплав с 25% Ni имеет почти в два раза больший коэффициент линейного расширения $\alpha=20 \cdot 10^{-6}$. Сплав с 36% Ni имеет в 8 раз меньший коэффициент линейного расширения $\alpha=1,5 \cdot 10^{-6}$. Сплав с 36% Ni (Н36—С<0,25%, Ni—35—37%) называется «инвар» (неизменный), практически не расширяющийся¹. Применяется этот сплав во многих приборах для деталей, не изменяющих своих размеров с изменением температуры. Следует иметь в виду, что сплав инвар практически не расширяется лишь при нагреве до 100°; при более высокой температуре коэффициент линейного расширения у него увеличивается, как это видно на фиг. 402. Поэтому в тех случаях, когда



Фиг. 402. Коэффициент линейного расширения железоникелевых сплавов при разных температурах.

(цоколь электрической лампочки). Для этой цели можно применить платину (см. табл. 83), но так как платина очень дорога, то можно заменить ее железоникелевым сплавом, подобрав по диаграмме фиг. 401 сплав с таким содержанием никеля, когда коэффициент линейного расширения будет равен $9 \cdot 10^{-6}$. Таким сплавом будет сплав, содержащий 48% Ni, названный «платинитом» (Н48 С<0,25%, Ni—47—49%)².

Различные сорта оптических стекол имеют соответственно сорту стекла и свой коэффициент линейного расширения. В каждом конкретном случае для того или иного сорта стекла применяются специально приготовленные сплавы, являющиеся обычно тройными сплавами Fe—Ni—Co, называемые феррико (или ковар, т. е. соответственный). Содержание в коварах Fe, Ni и Co колеблется в пределах Fe—45—55%; Ni—20—30%; Co—15—30%.

В случае необходимости иметь у сплава максимальный коэффициент линейного расширения, следует применять сплав с 25% Ni (Н25 С<0,25%; Ni—22—55%, $\alpha=20 \cdot 10^{-6}$).

¹ Различные теоретические предположения, объясняющие особые свойства инвара, а также аномальное поведение сплавов Fe—Ni и Fe—Pt, не подкрепляются, на наш взгляд, достаточно вескими доказательствами. Поэтому ввиду недостаточной теоретической разработки вопроса мы эти объяснения не приводим.

² Таким же линейным расширением, как и у сплава платинит, будет обладать и сплав с 30% Ni, однако, так как кривая линейного расширения в этом районе концентраций резко падает, то небольшие отклонения от заданного состава будут резко изменять коэффициент линейного расширения. Поэтому сплав с 30% Ni применения не имеет, хотя и стоит дешевле, чем сплав с 48% Ni.

Детали приборов, у которых необходимо иметь максимальную деформацию, при нагреве делают из термометалла, представляющего собой две сваренные вместе пластинки из сплавов Н25 и Н36.

При нагреве пластинка коробится, потому что половина ее, изготовленная из сплава Н36, почти не расширяется, а другая половина, изготовленная из сплава Н25, расширяется очень сильно.

В ряде случаев требуется металл с постоянными, не изменяющимися от температуры модулями упругости (E , G), применяемый для пружин различных точных приборов, для камертонов и т. д. В этом случае применяют сплав, носящий название элинвар (постоянная упругость), содержащий 36% Ni и 12% Cr.

Е. МАГНИТНЫЕ СПЛАВЫ

§ 11. Основные магнитные характеристики

Из всех металлов только четыре — Fe, Co, Ni, Gd — обладают ферромагнетизмом¹; т. е. способностью значительно сгущать магнитные силовые линии, что определяется магнитной проницаемостью. Магнитная проницаемость ферромагнитных металлов доходит до десятков и сотен тысяч единиц (гаусс/эрстед), для остальных она близка к единице.

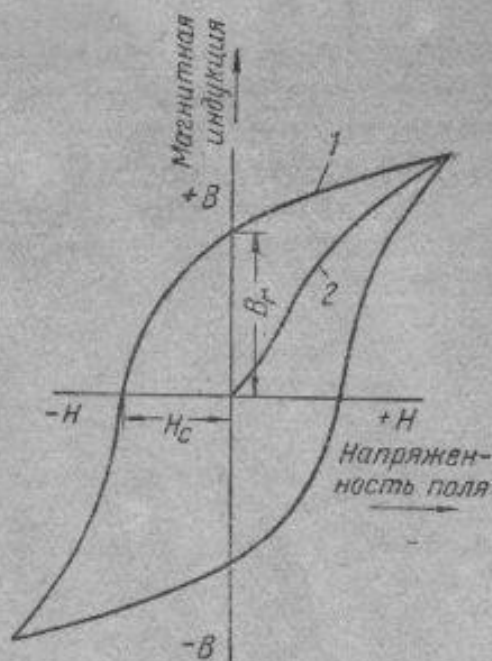
Если магнитная проницаемость несколько больше единицы, вещество называется парамагнитным, а меньше единицы — диамагнитным.

Переход через точку Кюри сопровождается у всех ферромагнитных материалов потерей ферромагнетизма. Температура точки Кюри и магнитное насыщение зависят только от состава сплава и не зависят от структурного состояния; эти свойства называются первичными. Остальные свойства как-то: остаточная индукция, коэрцитивная сила, потери на гистерезис, магнитная проницаемость зависят как от состава, так и от строения сплава и термической обработкой могут быть изменены. Эти свойства называются вторичными.

Основные сведения о магнитных свойствах материала дает кривая намагничивания, приведенная на фиг. 403.

Кривая 2 является начальной кривой намагничивания, кривая 1 показывает изменение магнитной индукции в зависимости от напряженности поля при последующем намагничивании и размагничивании. Площадь, ограниченная этой кривой, представляет собой так называемые *потери на гистерезис*, т. е. энергию, которая затрачена на намагничивание. Важнейшими являются также следующие магнитные характеристики, определяемые по кривой намагничивания.

Остаточная индукция, B_r , т. е. магнитная индукция, оставшаяся в образце после его намагничивания и снятия магнитного поля (измеряется в гауссах).



Фиг. 403. Кривая намагничивания.

1—гистерезисная кривая, 2—первичная кривая.

¹ Редкоземельный металл гадолиний обладает ферромагнетизмом лишь при температурах ниже 0°.

Коэрцитивная сила H_c — напряженность поля, которая должна быть приложена к образцу для того, чтобы его размагнитить (измеряется в эрстедах).



Фиг. 404. Магнитная проницаемость в зависимости от напряженности поля.

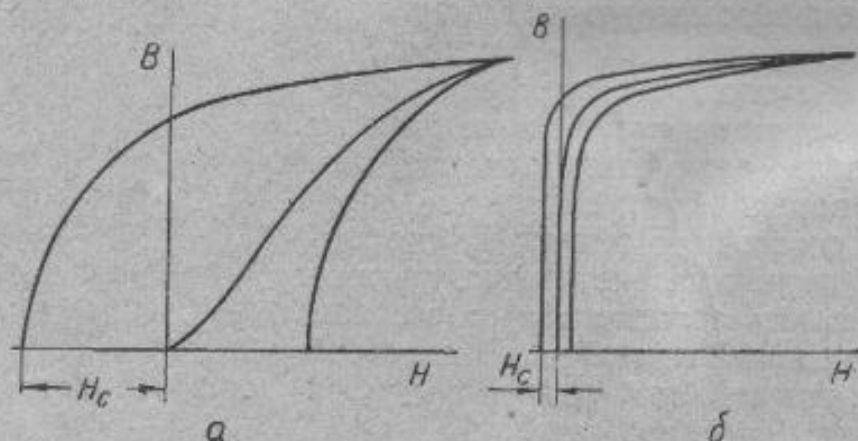
начальной магнитной проницаемостью μ_0 (фиг. 404). При определенном значении напряженности магнитного поля кривая намагничивания наиболее круто идет вверх. Эта точка соответствует максимальной магнитной проницаемости μ_m (фиг. 404).

Магнитные сплавы делятся на две группы, резко отличающиеся формой гистерезисной кривой и значениями основных магнитных характеристик H_c и μ .

Как видно из хода первоначальной кривой намагничивания, интенсивность намагничивания изменяется с изменением напряженности поля. Интенсивность намагничивания представляет собой тангенс угла наклона касательной к кривой начального намагничивания, т. е. представляет собой отношение B/H .

Интенсивность намагничивания называется магнитной проницаемостью и измеряется отношением гаусс/эрстед.

Магнитная проницаемость в весьма слабых полях называется



Фиг. 405. Гистерезисная кривая для магнитно-твердого (а) и магнитно-мягкого (б) сплава.

К первой группе относятся магнитно-твердые сплавы (фиг. 405,а). Они характеризуются главным образом большим значением H_c . Применяются они для постоянных магнитов.

Ко второй группе относятся магнитно-мягкие сплавы (фиг. 405,б). Характерно для них малое значение H_c и малые потери на гистерезис. Применяются они как сплавы, подвергаемые переменному намагничиванию (например, сердечники трансформаторов).

Особую группу составляют сплавы с высокой начальной магнитной проницаемостью, которые должны интенсивно намагничиваться в слабых полях¹.

¹ Как видно из начальных кривых намагничивания на фиг. 405, а и б, такими должны быть магнитно-мягкие сплавы.

Легирование металла вызывает повышение магнитной твердости. Повышение механической твердости, как правило, сопровождается повышением и магнитной твердости.

Введение элемента, который только растворяется в железе (или другом ферромагнитном металле) сопровождается весьма незначительным повышением магнитной твердости (коэрцитивной силы), образование же второй фазы, т. е. введение второго компонента сверх предела растворимости активно повышает коэрцитивную силу. Дисперсность этой второй фазы в сплаве весьма сильно повышает коэрцитивную силу.

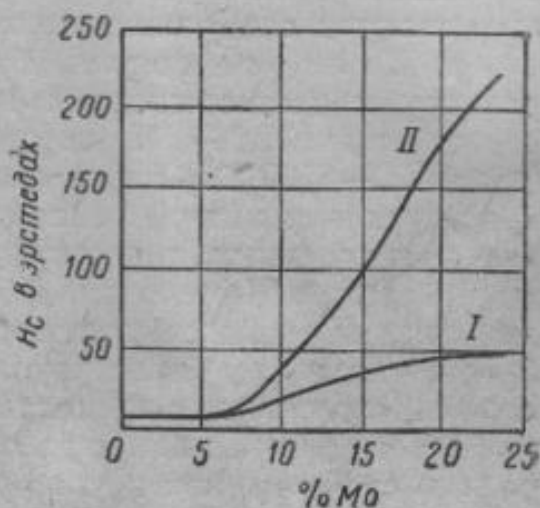
Напряжения в решетке, вызванные наклепом или фазовыми превращениями, измельчение зерна и другие отклонения от равновесного состояния, вызывают изменение коэрцитивной силы. Как пример влияния состава и состояния сплава приводим данные о сплавах железа и молибдена (фиг. 406).

Молибден растворим в α -железе при комнатной температуре до 5% (см. выше фиг. 289), при большем содержании молибдена образуется вторая фаза Fe_3Mo_2 . Как видно из фиг. 406, введение молибдена до 5% почти не вызывает повышения коэрцитивной силы, но при добавке молибдена сверх 5% коэрцитивная сила растет. Закалка (с нагревом до гомогенной области α и последующий отпуск) вызывает измельчение структуры¹ и ведет к повышению коэрцитивной силы.

Магнитно-твердые материалы обладают низким значением магнитной проницаемости как максимальной, так и в особенности начальной. Поэтому для сплавов с высокой магнитной проницаемостью применяют или чистые металлы или однофазные сплавы (твердые растворы). Изменение магнитной проницаемости при образовании твердых растворов будет рассмотрено ниже (§ 14 этой главы). Сейчас лишь укажем, что магнитная проницаемость чистого металла (технически чистого) зависит от наличия постоянных и случайных примесей и структурного состояния. Так, например, обычное железо армко имеет $\mu_0 \approx 2000 G/Oe$ и $\mu_m = 5000 G/Oe$, в то время как специально очищенный от примесей образец железа (искусственно приготовленное в лабораторных условиях железо высшей чистоты) показало $\mu_0 \approx 20000 G/Oe$ и $\mu_m = 350000 G/Oe$, монокристалл же этого чистейшего железа имел $\mu_m > 1500000 G/Oe^2$.

¹ При нагреве 1270° молибдениды растворяются в α -твердом растворе. Закалка фиксирует это состояние. Пересыщенный твердый раствор при отпуске (на 600°) выделяет мельчайшие частицы молибденидов. Разница в коэрцитивной силе медленно охлажденных и закаленных и отпущенных железомолибденовых сплавов (фиг. 406 кривые I и II) является следствием различной дисперсности молибденидов.

² Это различие в магнитной проницаемости объясняется тем, что образец из обычного железа армко—поликристалл, загрязненный различными примесями. Образец из чистейшего железа очень крупнозернистый и содержит в 100 раз меньше примесей. Все факторы, вызывающие искажения в решетке и напряжения, вызывают падение магнитной проницаемости.



Фиг. 406. Коэрцитивная сила железо-молибденовых сплавов.

I—после медленного охлаждения, II—после закалки от 1300° и отпуска на 600°

Однако в производственных условиях получать такое чистое железо слишком дорого и для получения магнитной проницаемости больше, чем у обычного железа армко, изготавливают специальные сплавы.

§ 12. Стали и сплавы для постоянных магнитов (магнитно-твердые сплавы)

От материала для постоянных магнитов требуется высокое значение коэрцитивной силы и остаточной индукции и неизменность этих величин во времени. Остальные магнитные характеристики для этой группы сплавов практического значения не имеют. Для постоянных магнитов применяются следующие высококоэрцитивные сплавы:

а) Углеродистая сталь, применяется для небольших по размеру и неответственных магнитов. Обычно для этой цели применяется сталь У10—У12, которая после закалки дает $H_c = 60—65 \text{ Oe}$ и $B_r \approx 8000—8500 \text{ G}$. Отпуск снижает значение коэрцитивной силы, однако отпуск при низкой температуре (150—200°) все же необходим, так как у закаленных и неотпущенных сталей магнитные свойства меняются вследствие старения. Кроме того, магнитные свойства указанных значений получаются у углеродистой стали лишь при толщине магнита 5—7 мм, так как более крупные магниты, изготовленные из углеродистой стали, не будут прокаливаться насквозь.

б) Хромистая сталь имеет приблизительно такие же магнитные свойства, как и углеродистая сталь. Эти стали обладают значительно большей прокаливаемостью и поэтому из них можно изготавливать магниты больших размеров. Состав хромистых магнитных сталей обычный, режимы их термообработки¹ и магнитные свойства приведены в табл. 84.

Таблица 84

Состав, термообработка и свойства хромистых магнитных сталей

Марка стали	Химический состав, %		Термическая обработка		Магнитные свойства	
	C	Cr	температура закалки	закалочная среда	H_c в эрстедах	B_r в гауссах
EX2	0,35—1,1	1,3—1,6	780—800°	Вода	55	10 000
			820—840°	Масло	60	8 000
EX3	0,9—1,1	2,8—3,8	800—820°	Вода	65	10 000
			840—860°	Масло	70	9 000

в) Кобальтовые стали обладают наиболее высокими магнитными свойствами по сравнению с другими сталями, закаливаемыми на мартенсит. Чем выше содержание кобальта, тем выше магнитные свойства этих сталей, однако дефицитность кобальта заставляет применять кобальтовые стали лишь тогда, когда магнитные свойства углеродистой или хромистой стали являются недостаточными.

В авиационном приборостроении для постоянных магнитов применяются кобальтовые стали главным образом марок ЕК5 и ЕМК15. Состав и магнитные свойства этих сталей приведены в табл. 85.

¹ Кроме закалки, для всех магнитных сталей применяется последующее старение при 100—120° в течение 10—12 час. Это хотя несколько и снижает магнитные характеристики зато делает их устойчивыми во времени.

Таблица 85

Состав и свойства кобальтовых магнитных сталей

Марка стали	Химический состав, %				Магнитные свойства	
	C	Cr	Mo	Co	H_c в эрстедах	B_r в гауссах
ЕК5	0,9—1,05	5,5—6,5	—	5,5—6,5	90	8500
ЕМК15	0,9—1,05	8—10	1,2—1,7	13,5—16,5	150	7500

Кобальтовые магнитные стали для получения указанных в таблице магнитных свойств подвергаются тройной термообработке, заключающейся в нормализации от $\sim 1200^\circ$, обеспечивающей растворение карбидов, отпуску при 750° для выделения карбидов в дисперсном виде и окончательной закалке от 950° в масле. После первой обработки образуется структура аустенита, после второй — сорбита и после третьей — мартенсита.

Вероятно, можно применить одну закалку от более высокой температуры чем 950° , с последующей обработкой холодом. Это должно обеспечить более высокие магнитные свойства, так как эта обработка приведет к получению более легированного мартенсита. Повышать температуру закалки выше 750° , если не применять обработку холодом, нельзя, так как это увеличит процент остаточного аустенита и ухудшит магнитные свойства. Превращение остаточного аустенита в мартенсит вызовет увеличение B_r , так как аустенит, как известно, немагнитная структурная составляющая.

Магниты из всех перечисленных трех групп сталей изготавливаются таким же образом, как и другие стальные детали, т. е. ковкой с последующим отжигом и механической обработкой.

Более высокие магнитные свойства можно получить в железоникельалюминиевых сплавах¹, однако эти сплавы механически не обрабатываются и должны изготавливаться или отливкой или металлокерамическим путем только с последующей шлифовкой.

Высоким значением коэрцитивной силы обладают железоникельалюминиевые сплавы. Эти сплавы называются сплавами Мисима, а также магнито, коэрцит, альнико (при введении в сплав еще кобальта) и др.

Широкое исследование железоникельалюминиевых сплавов как с целью нахождения оптимального содержания Ni и Al, установления влияния четвертых и пятых компонентов в сплаве (т. е. добавок к железоникельалюминиевым сплавам Cu, Cr, Ti и других элементов), так и влияния термообработки на магнитные свойства было проведено Б. Г. Лившицем.

Экспериментально было доказано, что коэрцитивная сила для железоникельалюминиевых сплавов с разным содержанием Ni имеет максимум при $\sim 13\%$ Al, причем чем выше содержание в сплаве Ni, тем выше абсолютное значение коэрцитивной силы и достигает у сплавов с 30% Ni 650 эрстед (табл. 86).

Остаточная индукция с увеличением содержания никеля уменьшается, хотя магнитная мощность (произведение $H_c \times B_r$) возрастает до содержания никеля в 28% . Поэтому практически применяют железоникельалюминиевые сплавы с $12-13\%$ Al и с различным, в зависимости

¹ Более высокие, чем указанные в табл. 85, магнитные свойства можно получить на стали с 30% Co ($H_c = 250 O_e$) и на безуглеродистых дисперсионно-твердеющих сплавах системы Fe—Mo, Fe—W—Co или Fe—Mo—Co. Высокое содержание в этих сплавах дефицитных элементов (Co, Mo, W) порядка $30-40\%$ сделало экономически нецелесообразным применение этих сплавов, в особенности после открытия высококоэрцитивных Fe—Ni—Al сплавов.

Таблица 86

Магнитные свойства железоникельалюминиевых сплавов

Химический состав, %		Магнитные свойства		
Ni	Al	H_c в эрстедах	B_r в гауссах	магнитная энергия $B_r \times H_c$
15	13	100	9000	$0,9 \cdot 10^6$
20	13	300	7500	$2,4 \cdot 10^6$
22,5	13	400	6500	$2,6 \cdot 10^6$
25	13	500	6000	$3,0 \cdot 10^6$
27,5	13	600	5500	$3,3 \cdot 10^6$
30	13	650	5000	$3,25 \cdot 10^6$

от требуемых значений магнитных свойств содержанием никеля, но последнего не более 28%¹.

Столь высокое значение магнитных свойств позволяет изготавливать мощные магниты весьма малых габаритов и веса, что имеет большое значение для авиационного приборостроения.



Фиг. 407. Коэрцитивная сила железоникельалюминиевого сплава (27,4% Ni; 14,7% Al), закаленного от 1270° и отпущенных в течение 1-го часа на различные температуры (Лившиц).

Существенное значение для получения столь высоких магнитных свойств имеет соответствующее структурное состояние сплава, что достигается особым видом термообработки. Термическая обработка и получение тех или иных магнитных свойств определяются теми превращениями, которые происходят в железоникельалюминиевых сплавах.

Сплавы в практически интересном интервале концентрации (10—30% Ni и 13% Al) в области высоких температур имеют однофазную структуру (гранецентрированного куба) с упорядоченным размещением атомов алюминия, никеля и железа. При охлаждении образуются два твердых раствора, имеющих ту же решетку, но отличающихся друг от друга концентрацией и параметрами. В результате превращения возникают значительные внутренние напряжения, ведущие к повышению коэрцитивной силы.

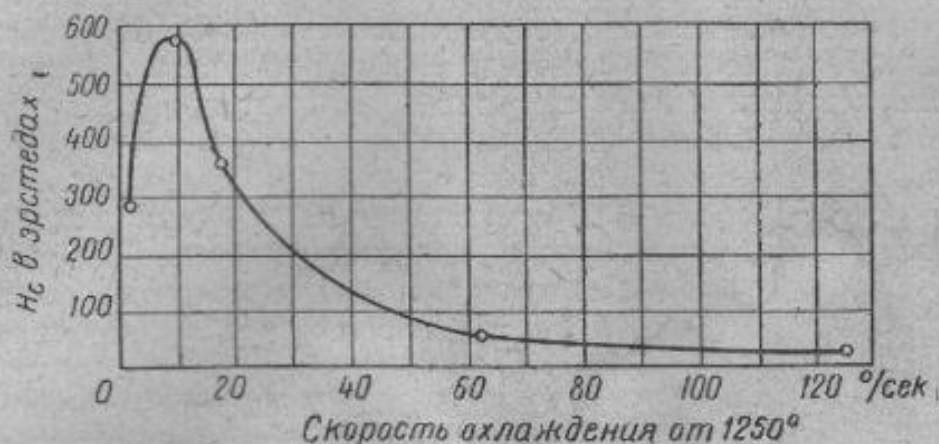
Термическая обработка может состоять в закалке из однофазной области с последующим отпуском. Закалка фиксирует однофазные состояния, обладающие невысокой

¹ Исследования этих сплавов показали, что кремний, марганец и, в особенности, углерод ухудшают их магнитные характеристики.

Для сплавов с относительно низким содержанием никеля (22% Ni) введение меди до 6% вызывает повышение H_c без снижения B_r . Распространение получили также сплавы альнико (Fe—Al—Ni—Co), содержащие 12% Al, 20—28% Ni и 5% Co. Наиболее высокие магнитные свойства достигаются при введении кобальта и меди (12% Co, 6% Cu); при этом остаточная индукция достигает значений до 12000 G при коэрцитивной силе в 500 Oe ($B_r \times H_c = 6 \cdot 10^6$).

коэрцитивной силой (фиг. 407), но последующий отпуск вызывает интенсивное, при температуре отпуска выше 600° , повышение коэрцитивной силы вследствие распада γ -раствора на два γ -раствора разной концентрации¹. Максимальное значение коэрцитивной силы достигает $300 O_e$ при отпуске при 750° . Но имеется другой способ обработки этих сплавов, обеспечивающий получение еще более высоких магнитных свойств.

Если превращение происходит последовательно при падении температуры, во время закалочного охлаждения, то получается структурное состояние также из двух γ -твердых растворов с разными параметрами, но обладающее еще более высокими магнитными свойствами. Как видно из фиг. 408, охлаждение от 1250° с определенной скоростью ($10^\circ/\text{сек.}$) обеспечивает получение у того же сплава коэрцитивной силы $580 O_e$ (тогда как путем закалки и отпуска коэрцитивная сила не может быть получена выше $350 O_e$).



Фиг. 408. Зависимость коэрцитивной силы от скорости охлаждения с 1250° . Сплав тот же, что и на фиг. 407 (Лившиц).

Магнитные сплавы часто называют прецизионными (точными). Термин этот безусловно правильный. Как видно из изложенного, получение высоких магнитных свойств достигается не только правильным и точным подбором состава, но также и применением специальных видов термообработки, причем надо не просто закалить магнит, а охлаждать его со строго определенной скоростью. Значит, для каждого состава сплава и для каждой формы и размера магнита должен быть подобран специальный способ охлаждения, и отступление от этих строгих и точных положений вызовет ухудшение магнитных свойств сплава.

§ 13. Магнитно-мягкие сплавы

От магнитно-мягких материалов, кроме требования, чтобы они обладали малым значением коэрцитивной силы и высокой магнитной проницаемостью, требуются (если сплав в процессе работы подвергается намагничиванию переменным током) малые потери на гистерезис и возможно малые потери на возникающие токи Фуко. Последние возрастают с повышением электропроводности сплава.

Железо армо обладает низкой коэрцитивной силой и высокой магнитной проницаемостью (см. выше стр. 447). Однако ввиду относительно

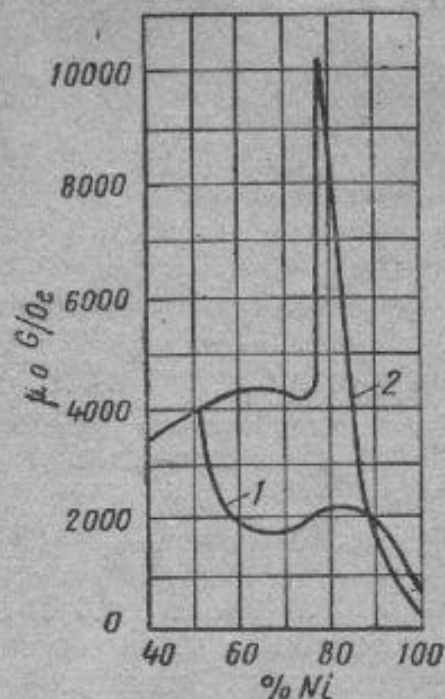
¹ После закалки рентгеноанализ устанавливает наличие одной решетки границентрированного куба с параметром $a \approx 3,600 \text{ \AA}$.

После отпуска в течение 30 мин. при 700° рентгеноанализ обнаруживает наличие двух параметров у решетки границентрированного куба $a = 3,6092 \text{ \AA}$ и $a = 3,5914 \text{ \AA}$. Увеличение продолжительности отпуска вызывает все большее и большее отклонение от исходного параметра этих двух твердых растворов. После отпуска в течение 1 часа при 700° параметры твердого раствора равны $a = 3,6157 \text{ \AA}$ и $3,5884 \text{ \AA}$.

высокой электропроводности железа будут значительные потери на токи Фуко и применять железо на изделия, подвергающиеся переменному намагничиванию, не рационально. При добавлении в железо элементов, растворимых в нем, коэрцитивная сила изменяется мало, а электросопротивление сильно возрастает и потери на токи Фуко уменьшатся. Для производства сердечников трансформаторов, динамомашин и т. д. применяют безуглеродистые сплавы с кремнием. Кремний до 14% растворяется в железе (см. фиг. 291), повышая его электросопротивление. Одновременно кремний раскисляет железо, удаляет кислород (нерастворимый в железе) и даже способствует снижению коэрцитивной силы. Так называемая трансформаторная сталь содержит около 4% Si и минимальное количество остальных элементов. Особенно мало содержится углерода и серы¹, нерастворимых в феррите. Для получения наибольшей магнитной мягкости сталь отжигают при 1000° в атмосфере водорода. Эта атмосфера способствует выгоранию остатков углерода.

Трансформаторная сталь имеет крупнозернистое строение (ферритный класс сталей, при 4% Si отсутствует $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ -превращение), и кремний, как известно, очень резко снижает вязкость (см. фиг. 294,б).

Поэтому там, где к магнитно-мягкому материалу предъявляют требование определенных не только магнитных, но и механических характеристик, применяют так называемую динамную сталь, являющуюся также почти безуглеродистым сплавом железа с 1% Si. По магнитным свойствам динамная сталь уступает трансформаторному железу из-за меньшей чистоты (кислород не удаляется с полнотой той же степени, как у трансформаторной стали при плавке, а углерод при отжиге: электропроводность сплава с 1% Si выше, чем с 4% Si), но она обладает лучшей пластичностью и производство ее проще.



Фиг. 409. Начальная магнитная проницаемость железоникелевых сплавов после одинарной (1) и двойной (2) обработки.

У технического железа или у сплавов железа с кремнием путем соответствующей обработки начальную магнитную проницаемость можно довести до величины 1000—1500 G/O_e. Но для многих современных приборов (радио, телефон, телеграф) этого недостаточно. Исследование отдельных бинарных и других систем, образующих твердые растворы, показало, что существуют определенные правды, очень узкие интервалы концентраций, когда начальная магнитная проницаемость резко возрастает, превосходя 10 000 G/O_e в системе Fe—Ni для сплава с 78,5% Ni (фиг. 409) и 32 000 G/O_e в системе Fe—Si—Al для сплава 5,5% Al и 9,5% Si.

¹ Состав трансформаторной стали: C не более 0,06%; Si — 3,8 — 4,4%; Mn — не более 0,15%; P — не более 0,015%; S — не более 0,006%. Свойства трансформаторной стали примерно следующие: $\mu_m = 5\,500 - 8\,000 \frac{G}{O_e}$; $H_c = 0,5 - 0,7 O_e$; $\rho = 0,55 - 0,60 \Omega \text{ мм}^2/\text{м}$.

§ 14. Пермаллой

У технического железа или у сплавов железа с кремнием путем соответствующей обработки начальную магнитную проницаемость можно довести до величины 1000—1500 G/O_e. Но для многих современных приборов (радио, телефон, телеграф) этого недостаточно. Исследование отдельных бинарных и других систем, образующих твердые растворы, показало, что существуют определенные правды, очень узкие интервалы концентраций, когда начальная магнитная проницаемость резко возрастает, превосходя 10 000 G/O_e в системе Fe—Ni для сплава с 78,5% Ni (фиг. 409) и 32 000 G/O_e в системе Fe—Si—Al для сплава 5,5% Al и 9,5% Si.

Причина столь неожиданного повышения магнитной проницаемости у одного, как будто случайного по составу сплава заключается в следующем.

Начальная магнитная проницаемость связана с другими магнитными характеристиками следующим уравнением

$$\mu_0 = C \frac{J_s^2 \sqrt{\Theta}}{\lambda_s \sqrt{k}},$$

где J_s — магнитное насыщение,

Θ — температура точки Кюри,

λ_s — магнетострикция,

k — константа анизотропии.

Магнетострикция λ_s у сплавов, содержащих от 50 до 100 Ni, плавно изменяется от положительного значения у сплавов с 50% Ni до отрицательного у чистого никеля, проходя через нуль при ~78% Ni. Очевидно, что теоретически у этого сплава μ_0 должно равняться бесконечности, а практически μ_0 резко возрастает и достигает у какого-то сплава с очень узкими пределами в химическом составе очень больших значений.

Первый сплав называется *пермаллоем*, второй *сендастом*. Наибольшее применение получил пермаллой, так как сендаст хотя и обладает более высоким значением μ_0 , очень тверд и хрупок и не подвергается обработке резанием.

Высокое значение магнитной проницаемости у пермаллоя достигается после специальной термообработки, состоящей в гомогенизации в атмосфере водорода при 1200°, и вторичным нагревом до 600° с последующим охлаждением от этой температуры со строго определенной скоростью¹. Для получения максимального значения μ_0 требуется охлаждать со скоростью 20°/сек. Сложность термообработки пермаллоя и трудность выплавки сплава с таким точным содержанием никеля и железа заставили применить наряду со сплавом с 78% Ni сплав с 50% Ni (так называемый *гайперник*). Максимум магнитной проницаемости при 50% Ni более расплывчатый, и свойства гайперника не зависят от термообработки (кривые 1 и 2 на фиг. 409 сливаются у сплава с 50% Ni). Правда, начальная магнитная проницаемость гайперника более чем в два раза меньше, чем пермаллоя, обработанного по оптимальному режиму (но в два раза выше, чем у пермаллоя, если не применяли двойную термообработку).

§ 15. Сплавы с особыми магнитными характеристиками

а) Как видно из фиг. 404, обычно μ меняется в зависимости от напряженности магнитного поля. Особые сплавы с постоянной магнитной проницаемостью в определенном интервале полей называются *перминварами*. Перминвары являются сплавами железа, никеля и кобальта (например 30% Fe; 45% Ni; 25% Co). Свойства их зависят от содержания этих элементов и существенно изменяются в зависимости от термообработки.

¹ Назначение гомогенизации — снятие напряжений, удаление углерода. Назначение второго нагрева, как и гомогенизации — повысить магнитные свойства. Но почему этот вид термообработки (так называемая пермаллойная обработка) повышает магнитную проницаемость, неизвестно. Сплав 78% Ni и 22% Fe является во всем интервале температур однофазным.

б) Сплав с высоким магнитным насыщением называется *пермендиором*. Сплав содержит 50% Co¹.

в) Термомагнитные сплавы широко применяются в авиаприборостроении. Применение их основано на том, что магнитные свойства сплава изменяются по сложной зависимости с изменением температуры и прибор может показывать неточно. Для устранения температурной погрешности параллельно к магниту прибора подключают пластинку из термомагнитного сплава, магнитная индукция которого резко и по прямой изменяется с изменением температуры (в интервале $-60+60^\circ$), что обеспечивает постоянство магнитного потока между полюсами магнита.

Применяемый сплав называется *монельметаллом* (67% Ni; 28% Cu; 2% Fe, 3% разные примеси) или *литрием* (30% Ni, 3% Si, остальное Fe).

§ 16. Немагнитные сплавы

Немагнитные детали (например детали компаса и других приборов) изготавливаются из цветных немагнитных металлов (медь, латунь, бронза, алюминиевые сплавы). Во многих случаях от немагнитных сплавов требуется еще высокое электросопротивление для уменьшения потерь на токи Фуко. Применение в этом случае цветных металлов и их сплавов нецелесообразно из-за их высокой электропроводности и тогда применяют немагнитные сплавы железа (аустенитные стали).

Элементами, расширяющими γ -область и обеспечивающими получение устойчивой аустенитной структуры, являются Ni и Mn. Исходя из соответствующих диаграмм, достаточно ввести в сплав 25—30% Ni или 15—20% Mn, чтобы сплав приобрел аустенитную структуру и был немагнитным².

Однако никелевые сплавы дороги, а марганцовистые сплавы хрупки и не обрабатываются режущим инструментом. Практическое применение нашли никельмарганцовистые сплавы с добавками других элементов. В качестве примера немагнитного сплава можно привести следующий состав: 0,5—0,6% C; 12—13% Ni; 4,5—5,5% Mn; 3,5—3,8% Cr, или немагнитный чугун состава: 3,0% C; 5% Mn; 10% Ni и 2,5% Si.

ЛИТЕРАТУРА

- Б. Лившиц, Высококоэрцитивные сплавы, Металлургиздат, 1945.
 В. Меськин, Магнитные сплавы, Металлургиздат, 1939.
 С. А. Погдин, Реостатные и проводниковые сплавы, Металлургиздат, 1936.
 Ф. Химушин, Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные сплавы, Металлургиздат, 1945.
 Ф. Химушин, Жаропрочные сплавы, Оборонгиз, 1944.

¹ Железо обладает магнитным насыщением 21 600 гаусс. Легирование ведет к уменьшению магнитного насыщения. Исключение составляют системы Fe—Co и Fe—Pt. Кобальт и платина повышают магнитное насыщение железа. Пермендиор имеет магнитное насыщение 24 000 гаусс. Сплавы железа с платиной из-за их высокой стоимости не применяются, хотя и сплавы железа с кобальтом также весьма дороги.

² Следует иметь в виду, что при содержании Ni более 30% аустенитный железо-никелевый сплав становится ферромагнитным за счет ферромагнетизма никеля. Поэтому немагнитными Fe—Ni сплавами являются лишь сплавы с 25—30% Ni; при меньшем содержании Ni они ферромагнитны за счет α -фазы (мартенсита).

ЧАСТЬ V

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ

ГЛАВА XIX

АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

А. АЛЮМИНИЙ

§ 1. Свойства алюминия

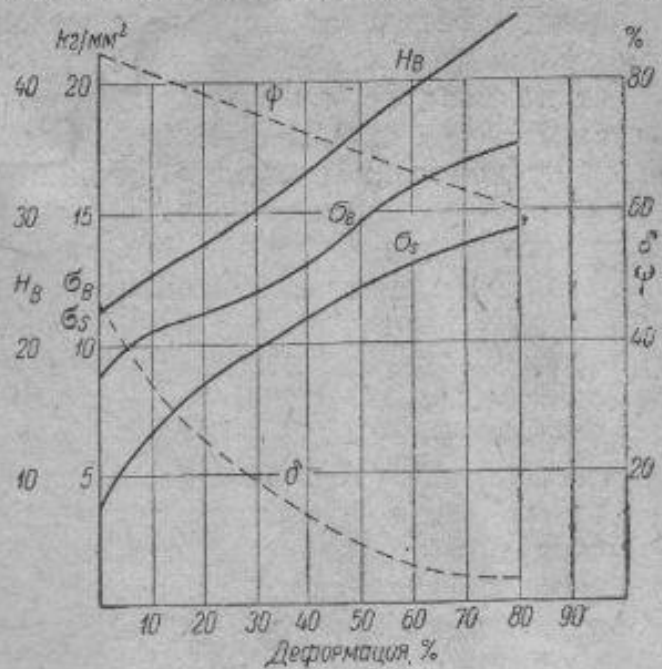
Наиболее характерным свойством чистого алюминия является его малый удельный вес ($\gamma \sim 2,7$) и низкая температура плавления (657°).

По сравнению с железом, у которого $\gamma = 7,8$, а температура плавления 1535° , алюминий имеет почти в три раза более низкий удельный вес, что обеспечило широкое применение алюминия и его сплавов в авиационном строительстве. Благодаря более низкой температуре плавления алюминия по сравнению с железом технология обработки алюминия и его сплавов резко отличается от технологии обработки стали¹.

Характерным свойством алюминия является его высокая пластичность и малая прочность. Прокатанный и отожженный алюминий имеет $\sigma_B \approx 10 \text{ кг/мм}^2$; $\sigma_s \approx 3 \text{ кг/мм}^2$; $H_B \approx 25$; $\psi \approx 80$; $\delta \approx 35$.

Ввиду низкой прочности применение алюминия как конструкционного материала, испытывающего нагрузки, исключается, но алюминий является основой алюминиевых конструкционных сплавов².

Алюминий, как и другие пластичные металлы, упрочняется нагартовкой (см. фиг. 410). Но и при максимальных степенях обжатия пре-



Фиг. 410. Механические свойства алюминия в зависимости от степени нагартовки.

¹ Температура заливки алюминиевых сплавов 700° , температура закалки $\sim 500^\circ$, отпуска не выше 200° , тогда как у стали температура заливки $\sim 1600^\circ$, закалки $800-1300^\circ$, отпуска до 700° .

² Более низкие механические свойства алюминия по сравнению с железом являются в первую очередь следствием более низкой температуры плавления алюминия. Если сравнить свойства алюминия и железа при соответственных температурах (у Al при 20° , у Fe при 900°), то алюминий окажется даже несколько более прочным, чем железо (свойства железа при 900° : $\sigma_B = 4 \text{ кг/мм}^2$, $H_B \approx 10$).

дел прочности достигает всего лишь 17—18 кг/мм², твердость 45 Н_н и уступает, как мы увидим ниже, твердости дуралюмина даже в термически не обработанном виде.

Полное снятие нагартовки обеспечивается отжигом при 300° (см. ниже фиг. 416). Обычно отжиг после нагартовки для алюминия и его сплавов производится при 325—350° с последующим медленным охлаждением.

Алюминий кристаллизуется в гранецентрированной решетке. Параметры решетки при 20° — 4,04 Å; атомный радиус 1,43 Å. Аллотропических модификаций алюминий не имеет.

Алюминий обладает высокой теплопроводностью и электропроводностью и очень большой скрытой теплотой плавления.

Ввиду высокой скрытой теплоты плавления (~100 кал/г) для расплавления алюминия требуется затратить больше тепла, чем, например, для меди, несмотря на более высокую температуру плавления меди (1083°). Электропроводность алюминия составляет ~60% от электропроводности меди¹. Так как алюминий в три раза легче меди, то алюминиевый провод такого же электросопротивления легче, чем медный. Поэтому алюминий применяется в электротехнике в качестве проводникового материала наравне с медью.

Несмотря на большое сродство с кислородом, алюминий корродирует на воздухе и некоторых других средах весьма слабо, что объясняется образованием плотной, пассивирующей пленки Al₂O₃, защищающей от коррозии металл. Чем чище алюминий, тем резче проявляется в нем эта характерная для него черта.

Наличие примесей повышает прочность алюминия, но одновременно снижает его пластичность. Примеси уменьшают электропроводность; в особенности вредны небольшие начальные добавки, растворимые в алюминии.

Примеси уменьшают сопротивление коррозии. В этом случае более вредными являются примеси, не растворимые в алюминии.

Наиболее чистым алюминием, полученным для проведения лабораторных опытов, является алюминий, содержащий 99,99% Al. Обычно технический алюминий высшей чистоты содержит 99,7% Al. Это технический алюминий 1-го сорта. Более низкие сорта алюминия содержат больше примесей (до 3,5%). Обычными и неизбежными, при существующей технологии металлургического производства алюминия, примесями являются железо и кремний. Загрязнение алюминия медью, цинком или другими элементами встречается в небольших количествах. Состав различных марок технического алюминия приведен в табл. 87.

Алюминий А 99,7 применяется в специальных случаях, где требуется высокая чистота, обычно для электротехнических целей, для защиты алюминиевых сплавов от коррозии. Для производства высококачественных сплавов применяется алюминий А 99,5 или алюминий А 99. Алюминий А 98 идет на изготовление неответственных сплавов, на производство алюминиевых изделий для ширпотреба. Наконец А 96,5 применяется для раскисления стали для алюмотермической сварки.

¹ По электропроводности алюминий стоит на четвертом месте: Au—68,5 × 10⁻⁴ ом/см, Ag—68,1 · 10⁻⁴ ом/см, Cu—64 · 10⁻⁴ ом/см, Al—40 · 10⁻⁴ ом/см.

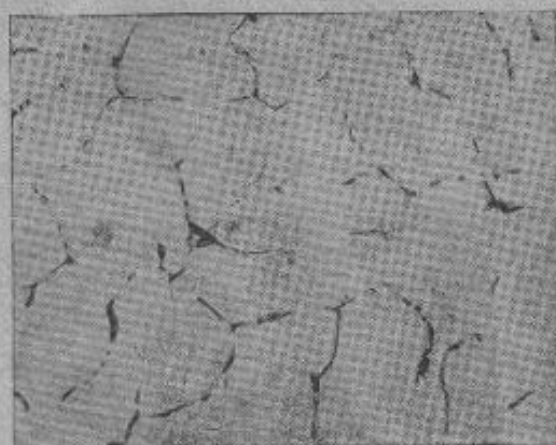
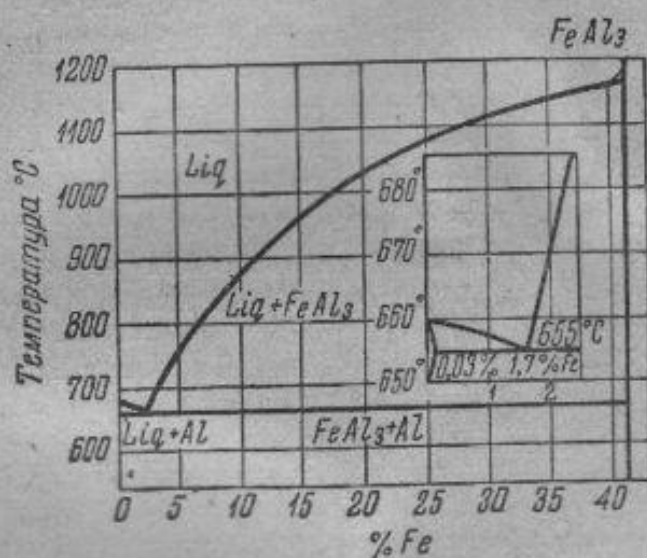
Таблица 87

Технический алюминий

Марка	Содержание Al, не менее %	Содержание примесей, не более, %				
		Fe	Si	$\Sigma \text{Fe} + \text{Si}$	$\Sigma \text{Cu} + \text{Zn}$	Σ всех примесей
A 99,7	99,7	0,15	—	0,3	0,2	0,3
A 99,5	99,5	—	—	0,5	0,05	0,5
A 99	99,0	0,4	0,6	1,0	0,10	1,0
A 98	98,0	1,2	1,0	2,0	0,10	2,0
A 96,5	96,5	2,0	1,5	3,5	0,10	3,5

§ 2. Постоянные примеси алюминия (железо и кремний)

На фиг. 411 приведена часть диаграммы Al—Fe для сплавов, богатых алюминием. Железо можно считать нерастворимым в алюминии¹



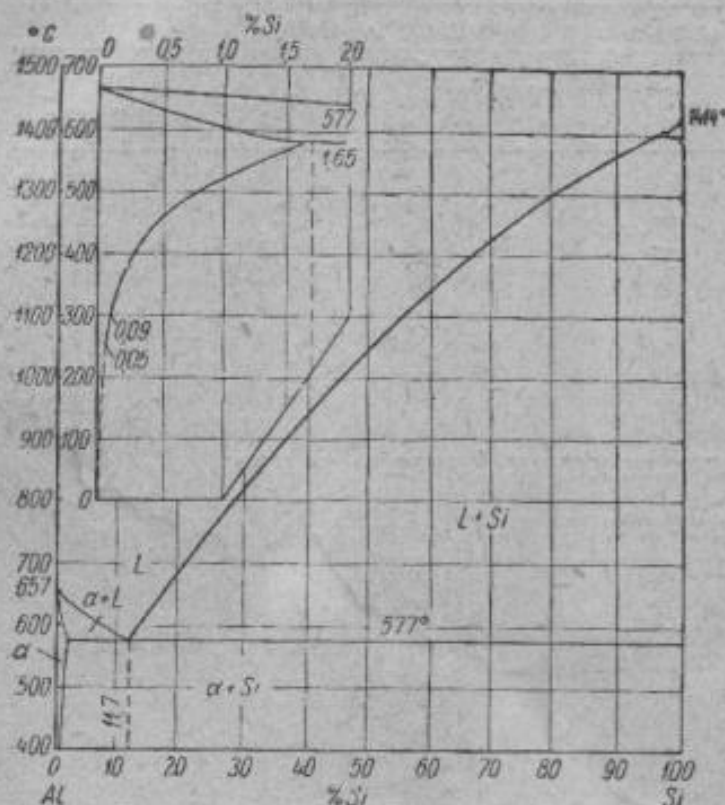
Фиг. 411. Диаграмма состояния алюминий—железо (алюминевый угол). Фиг. 412. Литой алюминий. Темные включения Al_3Fe .

и поэтому в интервале концентраций от Al до соединения Al_3Fe диаграмма является диаграммой состояния 1-го рода. Поэтому даже при самом малом содержании железа образуется эвтектика Al+ Al_3Fe . Она содержит только 1,9% Al (или ~7% Al_3Fe). Ввиду столь малого содержания железа в эвтектике при микроисследовании типичной структуры эвтектики не наблюдается. Структура алюминиевожелезных сплавов состоит из алюминия и темных включений Al_3Fe (фиг. 412).

Кремний не образует соединений с алюминием. Диаграмма состояния Al—Si приведена на фиг. 413. Растворимость алюминия в кремнии неизвестна. Можно считать, что в системе Al—Si присутствует чистый кремний. Растворимость кремния в алюминии 1,65% при эвтектической

¹ Растворимость железа в алюминии при эвтектической температуре (654°) по современным данным меньше 0,06%.

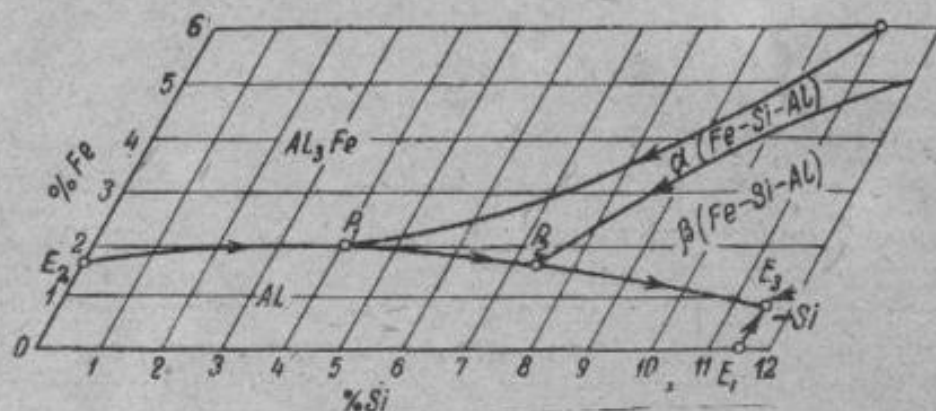
температуре и почти нулевая при комнатной (0,09% при 300°)¹. Эвтектика содержит 11,7% и имеет обычный вид, т. е. чередующиеся включения обеих фаз (см. ниже фиг. 465).



Фиг. 413. Диаграмма состояния алюминий—кремний.

Из этих двух соединений β (Fe—Si—Al) отличается от α (Fe—Si—Al) большим содержанием кремния.

Конкретные данные о процессе кристаллизации алюминиевых сплавов с железом и кремнием дает система Al—Fe—Si.



Фиг. 414. Диаграмма состояния алюминий—железо—кремний. Алюминиевый угол. Проекция поверхностей ликвидус.

На фиг. 414 представлена проекция поверхностей ликвидуса, а на фиг. 415—схема фазовых состояний при комнатной температуре.

¹ Термическая обработка алюминисилкокремниевых сплавов, основанная на изменении растворимости в алюминии кремния, возможна, но упрочнение, которое она вызывает, столь незначительно, что практически такая обработка не применяется для этих сплавов.

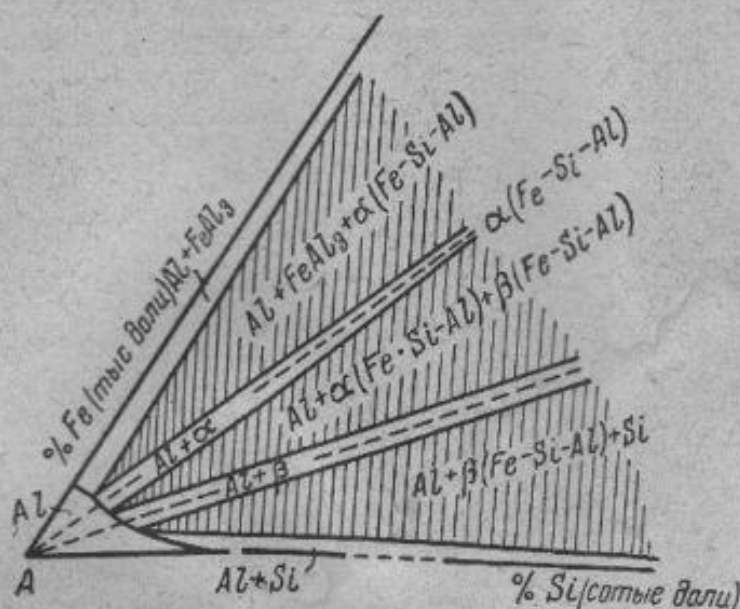
Таким образом присутствие уже самого незначительного количества кремния ведет к появлению новой фазы — кристаллов Si; причем при обычном загрязнении алюминия кремнием, т. е. до 1,6%, кремний является вторичным, выделившимся из твердого раствора.

При одновременном присутствии кремния и железа появляются новые фазы, отсутствующие в бинарных сплавах Al—Si и Al—Fe, — тройные химические соединения.

Существуют два тройных соединения. Так как стехиометрия их достаточно определена еще не установлена, то приняты в литературе следующие обозначения: α (Fe—Si—Al) и β (Fe—Si—Al).

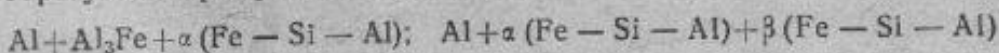
На фиг. 414 указано, какие фазы в данной области кристаллизуются первыми. В техническом алюминии любой чистоты кристаллизация начинается с выделения алюминиевого твердого раствора (так как даже сплав А 96,5 лежит внутри фигуры $E_2P_1P_2E_3E_1O$). При малом содержании кремния дальнейший процесс кристаллизации состоит в образовании железистой эвтектики $Al+Al_3Fe$ по линии E_2P_1 и затем кристаллизуется перитектически α ($Fe-Si-Al$), когда состав оставшейся жидкости примет концентрацию точки P_1 .

При большем содержании кремния после выделения первичного алюминия возможно образование эвтектик $Al+\alpha$ ($Fe-Si-Al$) по линии P_1-P_2 ; $Al+\beta$ ($Fe-Si-Al$) по линии P_2-E_3 или $Al+Si$ по линии E_1-E_2 с инвариантными реакциями в точках P_2 или E_3 .

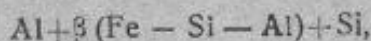


Фиг. 415. Схема фазовых состояний при комнатной температуре в системе Al-Fe-Si.

В зависимости от соотношения в содержании Fe и Si после окончания кристаллизации образуются трехфазные структуры



или



как видно из фиг. 415¹. По диаграмме видно, что сплавы, содержащие больше железа, чем кремния, состоят из $Al+Al_3Fe+\alpha(Fe-Si-Al)$, а сплавы, содержащие больше кремния, — из $Al+Si+\beta(Fe-Si-Al)$ и при примерно одинаковом количестве алюминия и кремния из обоих двойных химических соединений.

При малом содержании кремния, когда соединение $\alpha(Fe-Si-Al)$ кристаллизуется последним по перитектической реакции, образующиеся кристаллы соединения $\alpha(Fe-Si-Al)$ выпадают вокруг ранее образовавшихся кристаллов Al_3Fe .

При большем содержании кремния образующиеся в результате эвтектических (а не перитектических) реакций тройные химические соединения образуют характерную скелетообразную вида эвтектику.

Наличие включений этих соединений создает повышенную хрупкость. Чем больше содержит литой алюминий кремния и железа, тем больший объем в его структуре занимают эти включения, тем более он хрупок.

Так как растворимость железистых соединений в алюминии ничтожна, то путем отжига не удастся сферондизировать эти включения и тем

¹ Двухфазные области $Al+\alpha(Fe-Si-Al)$ или $Al+\beta(Fe-Si-Al)$ узки, и попадание в них сплава маловероятно. Надо иметь алюминийжелезные сплавы почти без кремния или алюминийкремнистые сплавы без железа, чтобы получились двухфазные структуры $Al+Al_3Fe$ или $Al+Si$. Применяемый алюминий обычно загрязнен обоими примесями — кремнием и железом.

самым добиться повышения вязкости и пластичности¹. Ковка же таких сплавов дробит пластинчатые, игольчатые или скелетообразные включения этих соединений и резко повышает пластичность и вязкость сплава (что также связано и с измельчением зерна алюминиевого твердого раствора).

Наличие в алюминии железа и кремния повышает предел прочности и снижает пластичность.

Эти свойства для трех сортов алюминия различной чистоты (99,9, 99,0 и 98,7) показаны на фиг. 416. Как видно из левого рисунка, кривая для наиболее чистого алюминия при всех температурах отжига лежит ниже, чем для загрязненного алюминия.



Фиг. 416. Влияние температуры отжига на свойства алюминия различной чистоты (Закс).

Правильно подобранный отжиг (300—350°) придает наиболее чистому сплаву наиболее высокую пластичность. Однако перегрев при отжиге резко сказывается на ухудшении вязкости у более чистого алюминия, что связано с сильным ростом зерна. У менее чистого алюминия зерно не растет так интенсивно, так как наличие нерастворимых частиц $[Al_3Fe, \alpha (Fe-Si-Al)]$ и др.] препятствует его росту.

Б. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

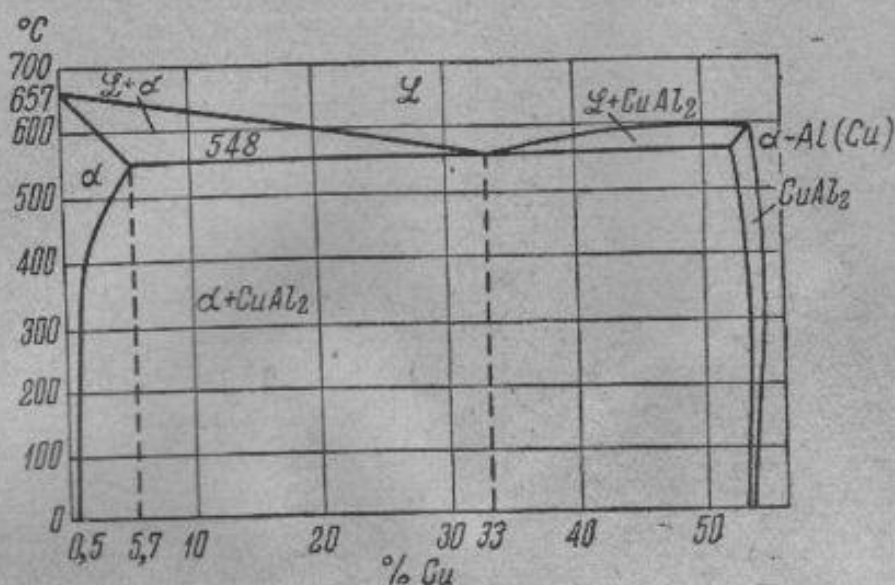
§ 3. Термическая обработка алюминиевомедных сплавов²

Термическая обработка алюминиевых сплавов основана на изменении растворимости промежуточных соединений в основном алюминиевом растворе, а для алюминиевомедных сплавов — на изменении растворимости промежуточного соединения $CuAl_2$ в алюминии.

¹ Исключение составляют включения чистого кремния. Растворимость кремния в алюминии (до 1,65%, см. фиг. 413) позволяет провести сфероидизацию. Любые сплавы, не содержащие железа, а содержащие только кремний, улучшаются в результате длительного отжига.

² Как и при рассмотрении термической обработки стали, мы сначала основательно познакомились с термической обработкой углеродистой стали, а потом перешли к изучению термической обработки легированных сталей, так и при рассмотрении алюминиевых сплавов мы сначала познакомимся с термообработкой двойных алюминиевомедных сплавов, а потом перейдем к рассмотрению более сложных сплавов. Закономерности, установленные для чистых алюминиевомедных сплавов, характерны и для других и не только алюминиевых сплавов. Вот почему в этой главе после подробного рассмотрения общих положений по старению мы вернемся в отдельном параграфе к старению железных сплавов.

Как видно из фиг. 417, медь растворяется при комнатной температуре в количестве около 0,5%, а максимальная растворимость при эвтектической температуре 548°—5,7%. Любой сплав, содержащий до 5,7% Cu, соответствующим нагревом можно перевести в однофазное состояние (т. е. избыточные кристаллы соединения CuAl_2 могут быть переведены в твердый раствор). Это состояние можно зафиксировать быстрым охлаждением. Полученный таким образом твердый раствор при содержании в нем меди более 0,5% является пересыщенным и неустойчивым.



Фиг. 417. Диаграмма состояния алюминий—медь. Алюминиевый угол.

В таком пересыщенном и неустойчивом твердом растворе происходят изменения в конечном итоге, ведущие к выделению соединения CuAl_2 и сохранению в растворе лишь соответствующего равновесной системе количества меди (0,5% Cu). Этот процесс называется старением¹. Если этот процесс происходит при комнатной температуре, то он называется *естественным старением*, а если он происходит при искусственном повышении температуры, то *искусственным*. Таким образом мы видим, что термическая обработка алюминиевых сплавов состоит из двух циклов — закалки и последующего старения.

Теоретические вопросы, связанные с закалкой алюминиевых сплавов, относительно просты: важно фиксировать при более низких температурах пересыщенный твердый раствор. Теоретические вопросы, связанные со старением, гораздо более сложны. Глубокие исследования по изучению процессов старения в алюминиевых сплавах были проведены советскими учеными — С. Т. Конобеевским и Д. А. Петровым.

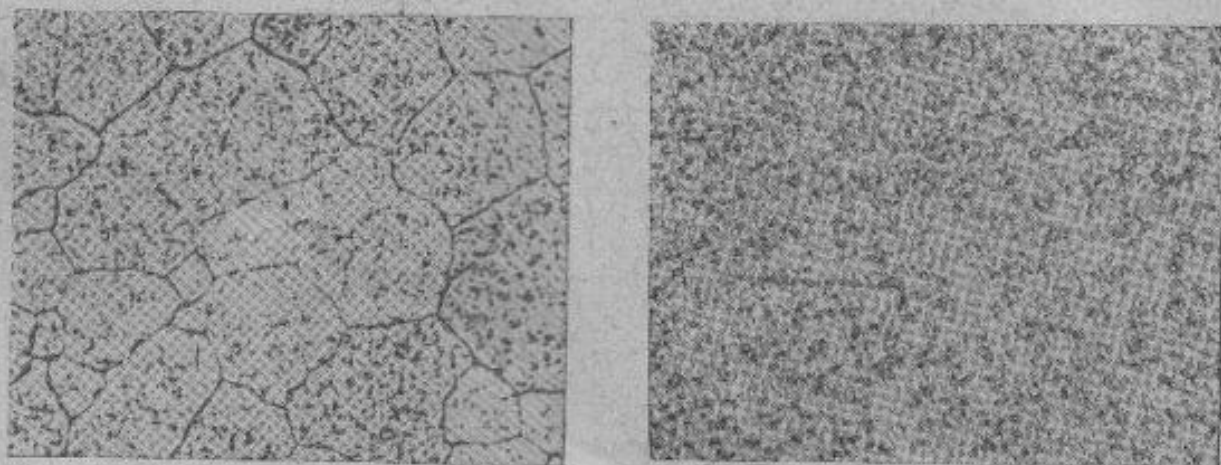
Получение пересыщенного твердого раствора является обязательной предварительной операцией для того, чтобы затем протекал процесс старения. Следовательно, любой алюминий-медный сплав, со-

¹ Старение охватывает все процессы, происходящие в пересыщенном твердом растворе, как процессы, подготовляющие выделение, так и непосредственно процессы выделения. Превращение, при котором происходят только процессы выделения, называют «дисперсионным твердением» (так как при этом происходит обычно и повышение твердости).

держаний более 0,5% меди, может быть закален и в нем будет протекать старение.

Степень пересыщения будет увеличиваться по мере увеличения содержания меди и наиболее пересыщенным будет раствор с содержанием 5,7% и более меди.

Эффект старения, как будет видно из приводимых ниже фигур, будет возрастать по мере фиксирования более пересыщенного твердого раствора. Максимальный эффект старения будет у сплава с 5,7% Cu, так как здесь в старении участвует весь объем сплава (закалка теоретически может зафиксировать однофазную структуру, состоящую только из пересыщенного раствора). В сплавах же с большим



а

б

Фиг. 418. Структура отожженного алюминиевомедного сплава (4% Cu).

а — $\times 100$, б — $\times 900$.

содержанием меди появляются первичные, нерастворимые в твердом растворе соединения, т. е. какой-то объем сплава не участвует в старении и тем больший, чем больше содержание в сплаве меди (сверх 5,7%).

Обязательным условием закалки является получение пересыщенного твердого раствора. Поскольку кривая изменения растворимости меди в алюминии непрерывно отклоняется вправо с повышением температуры, то любой нагрев при последующем быстром охлаждении ведет к получению пересыщенного твердого раствора. Однако при данном содержании меди максимальное пересыщение и максимальный эффект старения получаются при нагреве под закалку выше линии растворимости с выдержкой на температуре закалки, обеспечивающей растворение избыточной фазы и гомогенизации твердого раствора.

Охлаждение при закалке необходимо производить с максимальной скоростью.

Практически для закалки применяется вода, и у всех применяемых в промышленности алюминиевых сплавов при этом фиксируется высокотемпературное состояние без распада. Более мягкие закалочные среды, как масло, горячая вода и т. д., не применяются, так как эффект старения сплава при таком охлаждении уменьшается.

Микроструктура хорошо иллюстрирует и объясняет фазовые изменения, вызванные закалкой.

На фиг. 418 представлена структура отожженного алюминиевомедного сплава с 4% Cu. На фоне алюминиевого твердого раствора видны

включения CuAl_2 . На фиг. 419 приведена микрофотография того же сплава после закалки. Структура состоит из гомогенного твердого раствора. Закалочный нагрев привел к полному растворению включений CuAl_2 , причем закалочное охлаждение зафиксировало (насколько об этом можно судить по микроструктуре) гомогенный и пересыщенный твердый раствор.

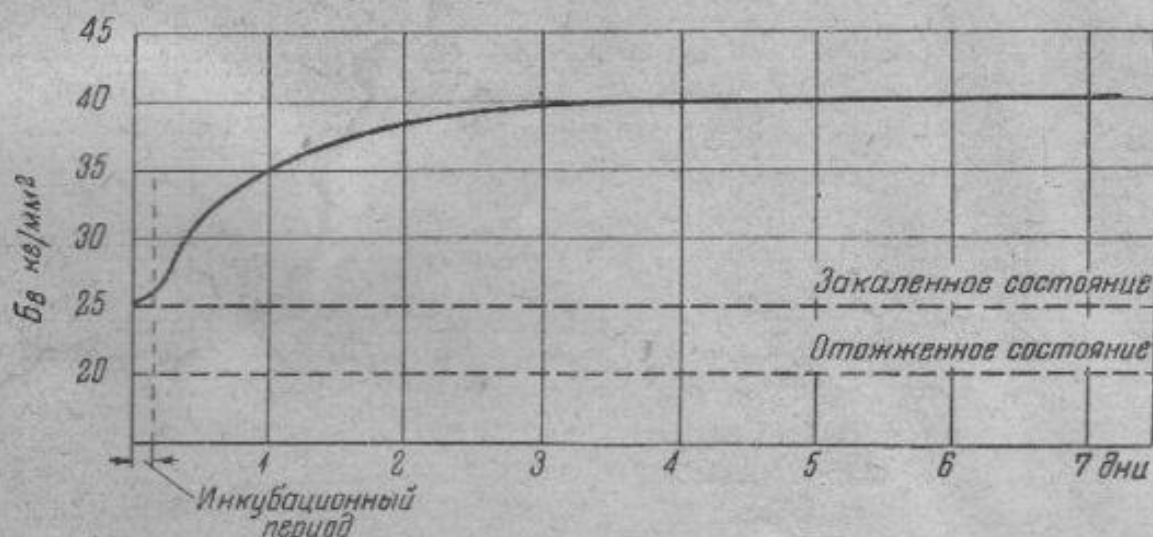


Фиг. 419. Структура закаленного алюминиево-медного сплава (4% Cu). $\times 100$.

В отожженном состоянии для алюминиево-медного сплава с 4% Cu предел прочности составляет $\sim 20 \text{ кг/мм}^2$. В свежезакаленном состоянии (т. е. при испытании сразу после закалки) предел прочности несколько выше, примерно $\sigma = 25 \text{ кг/мм}^2$. После старения предел прочности значительно возрастает и достигает 40 кг/мм^2 .

Важно проследить за ходом изменения свойств в процессе старения.

При естественном старении ($t=20^\circ$) приобретение максимальных свойств (максимальной прочности) наблюдается через несколько суток, через 4—5 суток после закалки, причем скорость упрочнения в первые часы значительно меньше, чем в последующие. Максимум скорости упрочнения наблюдается в интервале 5—15 часов после закалки, но затем интенсивность упрочнения падает и через 4—5 суток практически самопроизвольное упрочнение прекращается.



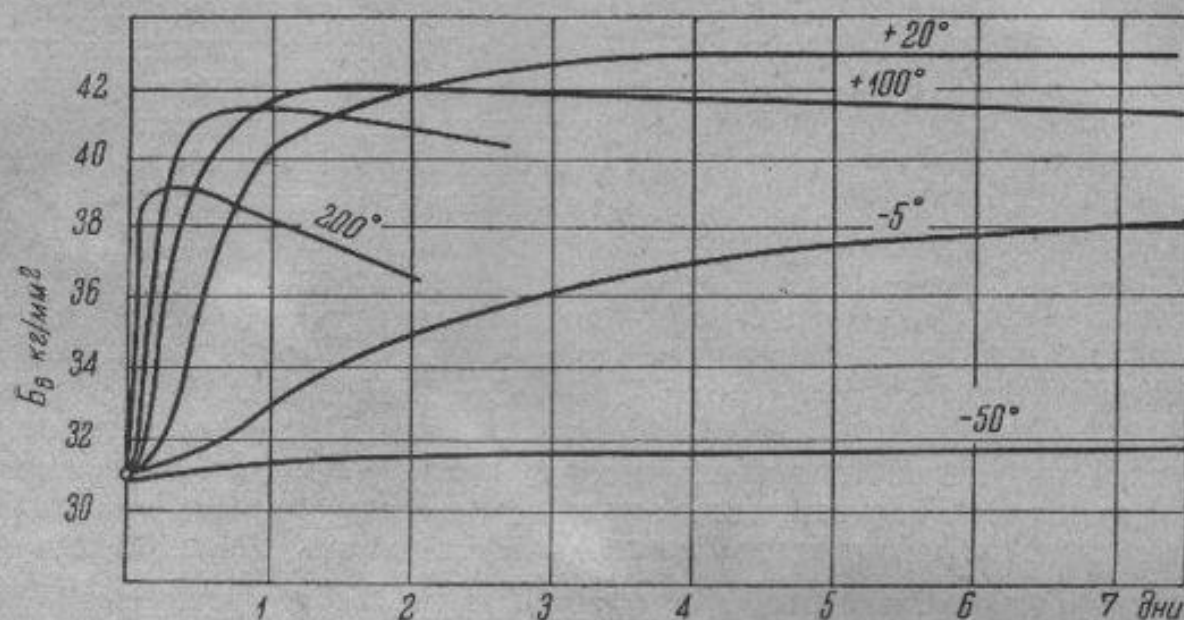
Фиг. 420. Типичная кривая изменения прочности при естественном старении алюминиевого сплава.

Типичный ход кривой упрочнения при естественном старении показан на фиг. 420.

Начальный период, характеризующийся отсутствием или весьма слабым повышением прочности, называется *инкубационным периодом*. Инкубационный период имеет важное технологическое значение, так как в этот момент сплав обладает большой способностью к пластической деформации и закаленные изделия могут подвергаться разнообраз-

ным технологическим операциям, связанным с деформацией (расклепка заклепок, гибка, отбортовка и т. д.). По прошествии 2—3 часов склонность к пластической деформации резко начинает уменьшаться, и эти операции становятся неосуществимыми. Для придания пластичности сплав тем или иным способом необходимо вернуть в свежезакаленное состояние:

Скорость старения сильно зависит от температуры: повышение температуры вызывает ускорение процесса. Однако получаемые максимальные свойства тем ниже, чем выше температура старения¹. Кроме того, при температурах старения выше 150° явно отмечается разупроч-



Фиг. 421. Кривые старения дуралюмина при различных температурах (по Воронову).

нение сплава, при выдержке сверх той, которая вызывает максимальное упрочнение и тем скорее, чем выше температура.

При температурах ниже комнатной старение замедляется и при -50° практически можно считать, что закаленное состояние устойчиво и старения не происходит.

На фиг. 421 приведены кривые, характеризующие старение при разных температурах.

Естественно состаренное состояние сплава является неустойчивым. Если кратковременно выдержать естественно состарившийся алюминиевый сплав при $150-250^{\circ}$, то он разупрочняется и принимает свойства, характерные для свежезакаленного состояния, так как если сплав затем охладить, то естественное старение повторяется (фиг. 422). Это явление (т. е. возвращение к свежезакаленному состоянию путем кратковременного нагрева) называется *возвратом*.

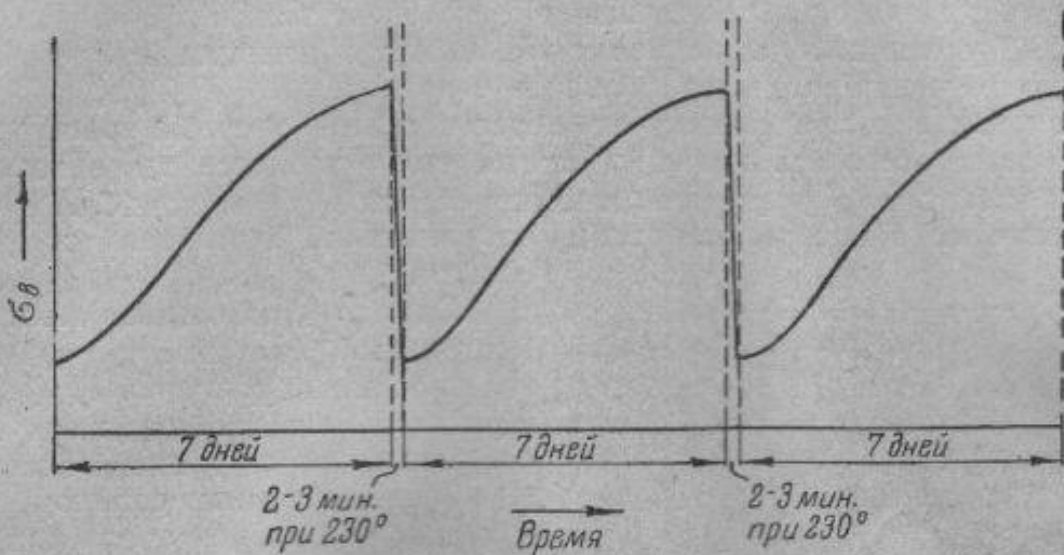
Операцию возврата можно повторять многократно, и каждый раз сплав возвращается к свежезакаленному состоянию, а затем обычным порядком протекает естественное старение².

Важно, что выдержка во время нагрева должна быть кратковременной (в течение минуты), так как одновременно с возвратом свойств происходит и процесс искусственного старения.

¹ Не для всех алюминиевых сплавов.

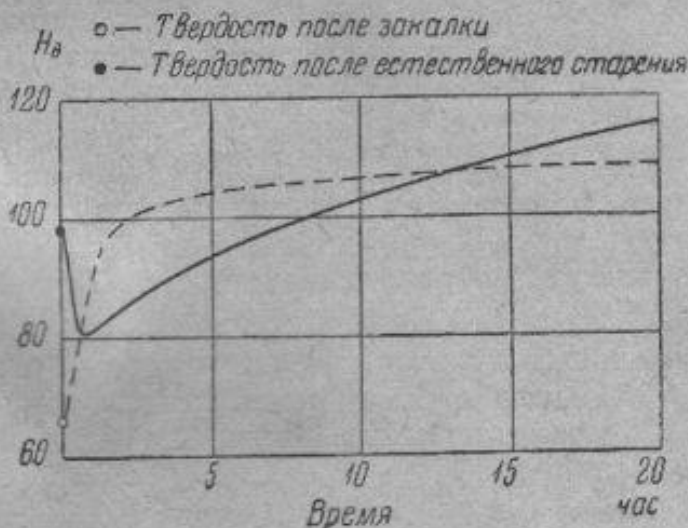
² Правда, интенсивность упрочнения при естественном старении после многократного повторения операции возврата несколько уменьшается.

Так, например, алюминиевый сплав с 4% Cu, 0,51% Mg и 0,3% Si (фиг. 423) имеет в закаленном состоянии твердость $66 H_V$. При ес-



Фиг. 422. Кривые старения после возврата к свежезакаленному состоянию, произведенного кратковременным нагревом на 230° (схема).

тественном старении твердость его достигала $100 H_V$. Одночасовый нагрев при 150° приводит сплав почти в естественно состаренное состояние $H_V = 80^1$, но более длительная выдержка при этой темпе-



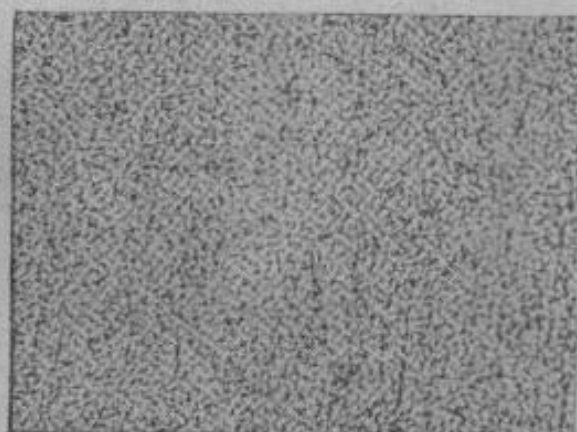
Фиг. 423. Изменение твердости при старении при 150° . Сплошная линия — перед искусственным старением для сплава, прошедшего естественное старение. Пунктирная линия — искусственное старение в закаленном состоянии, без естественного старения (Гейлер и Престон).

¹ На фиг. 423 пунктиром проведена кривая искусственного старения закаленного, но естественно не состаренного сплава. Нагрев на 150° в течение 1 часа приводит естественно состарившийся сплав не в свежезакаленное состояние, а в искусственно состаренное состояние в течение 1 часа при 150° , т. е. во время возврата наряду со снятием результатов естественного старения происходит своим чередом и искусственное старение. Последнее, повидимому, повлечено в уменьшении эффекта естественного старения после операции возврата.

ратуре вызывает значительное упрочнение вследствие искусственного старения¹.

Интересно, какие изменения в строении закаленного сплава вызывают столь значительные изменения в его свойствах при старении. Этой проблеме уделяли большое внимание, и много исследований было посвящено изучению природы процесса старения.

Так как закалка фиксирует пересыщенный твердый раствор, то естественнее всего было предположить, что в процессе старения выделяется избыточная фаза (для алюминиево-медных сплавов CuAl_2) и что выделение ее в мелкодисперсном состоянии и вызывает изменение свойств².



Фиг. 424. Структура алюминиево-медного сплава (4% Cu) закаленного и искусственно состаренного при 250°. $\times 900$.

Однако имеющийся экспериментальный материал разрушает эту простую концепцию. По микроструктуре нельзя обнаружить отличий между закаленным и состаренным алюминиевым сплавом, т. е. под микроскопом вторая фаза не обнаруживается³. Зато совершенно очевидно вторая фаза (т. е. выделение из твердого раствора) обнаруживается при искусственном старении при температуре выше 200° (фиг. 424). Однако, когда микроструктурно вторая фаза обнаруживается, сплав не имеет максимальной прочности, продолжительность старения (отпуска) была значитель-

но больше той, при которой при данной температуре старения получают максимальные свойства.

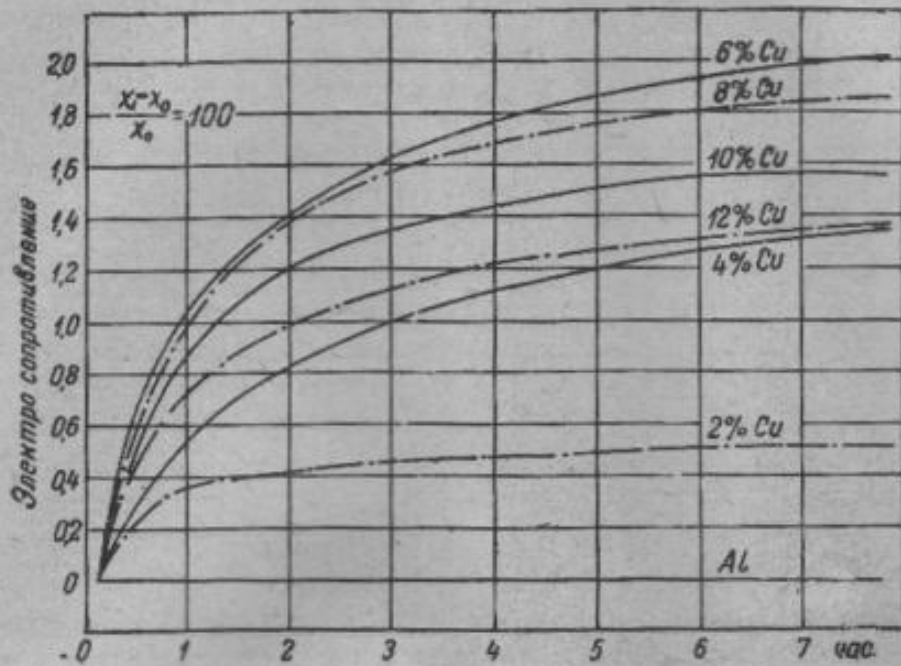
Согласно закону Курнакова, распад твердого раствора должен был сопровождаться повышением электропроводности. Поэтому если бы при естественном старении происходил распад пересыщенного твердого раствора, то электросопротивление должно было бы понижаться.

На самом же деле в результате естественного старения электросопротивление повышается (фиг. 425), и лишь при искусственном старении, когда твердость снижается, а по микроструктуре обнаруживается вторая фаза, — электросопротивление снижается (фиг. 426).

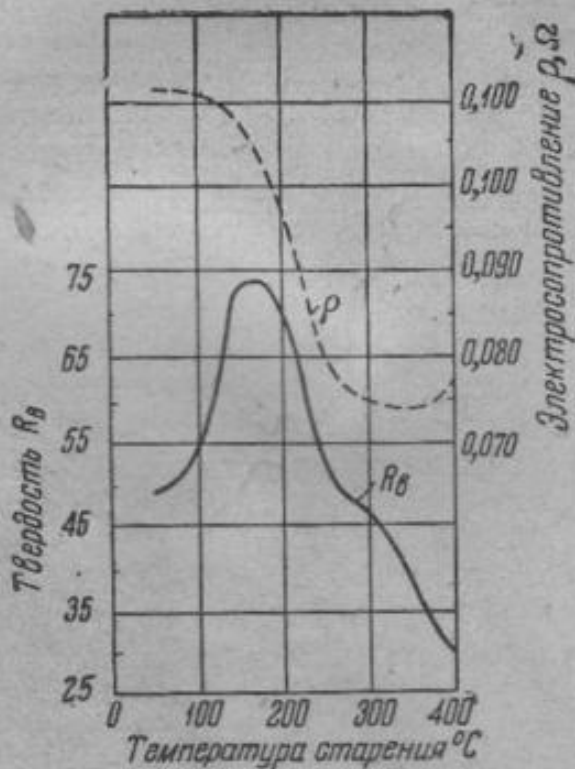
¹ Нагрев того же сплава при 200° в течение 10 минут приводит его в свежезакаленное состояние; следовательно, возврат свойств протекает тем быстрее, чем выше температура.

² Такая теория была выдвинута в 1919 г. П. Мерика, который сам отказался от этой теории в 1932 г.

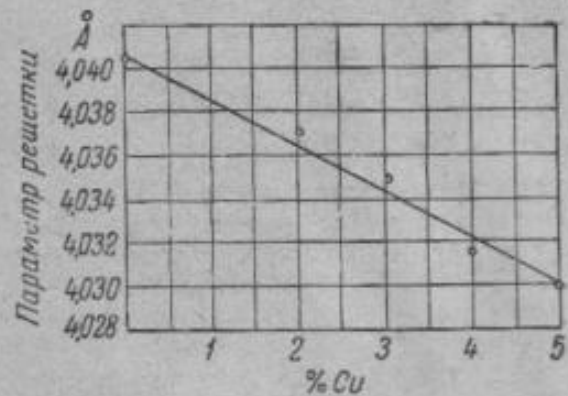
³ Американские исследователи Финк и Смит (1936—1940 гг.) привели серию микрофотографий, на которых обнаружены были особые полосы, появившиеся в результате естественного старения. Эти работы как будто вновь воскресили первую теорию Мерика о выделении из твердого раствора в результате естественного старения различных соединений. Однако при проверке другими исследователями (Вассерман и др.), применявшими тот же особый способ изготовления шлифов, что и Финк и Смит, были обнаружены полосы и у свежезакаленного сплава. Таким образом эти полосы вызваны не выделением в процессе старения, а, повидимому, внутренними напряжениями (т. е. являются линиями сдвигов). Далее эти полосы присутствуют не во всем объеме, а лишь в тонком поверхностном фильме и, наконец, этот фильм обогащен медью по сравнению со средним содержанием меди в сплаве.



Фиг. 425. Изменение электросопротивления алюминиевомедных сплавов в процессе естественного старения (Кокубо и Хонда).

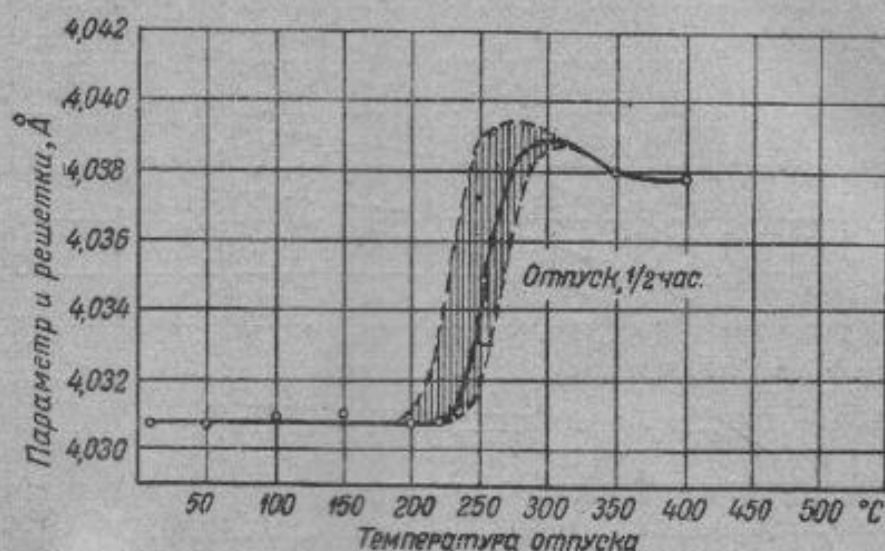


Фиг. 426. Изменение электросопротивления и твердости в зависимости от температуры старения. Алюминиевомедный сплав с 6% Cu. Продолжительность старения 6 час. (Кокубо и Хонда).



Фиг. 427. Постоянная решетка алюминиевого твердого раствора в зависимости от содержания меди (Гелер и Закс).

Медь, находящаяся в алюминиевом твердом растворе, уменьшает параметры решетки (фиг. 427), так как атомный радиус алюминия $1,43 \text{ \AA}$, а меди $1,28 \text{ \AA}$.



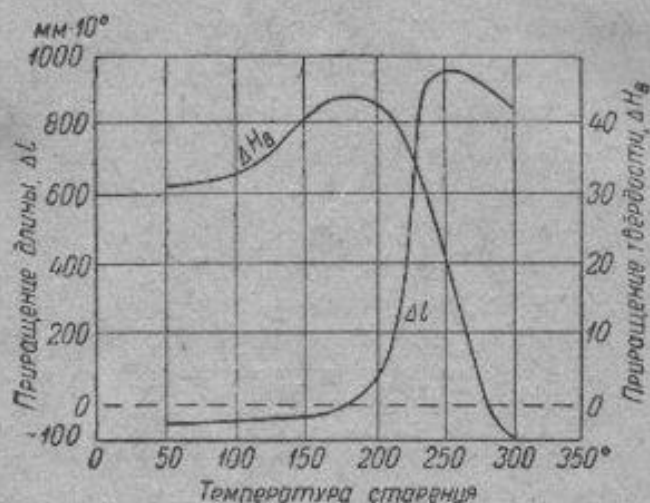
Фиг. 428. Изменение постоянной решетки твердого раствора меди в алюминии (сплав с 5% Cu) в зависимости от температуры старения. Продолжительность старения $1/2$ часа (Гелер и Закс).

Выделение из твердого раствора меди должно сопровождаться увеличением параметра (для сплава с 5% Cu с $\sim 4,030 \text{ \AA}$ до $4,040 \text{ \AA}$),

тогда как старение и вызванное им упрочнение не изменяют параметра решетки. Только выше 200° наблюдается увеличение параметров (фиг. 428), что связано с выделением из раствора второй фазы и что, как мы видели, обнаруживается и другими методами¹.

Выделение меди из раствора и увеличение параметра должно вызвать и соответствующее изменение размеров. В действительности старение (в течение 8 часов) и прирост твердости на $30 H_v$ (фиг. 429) вызвал даже некоторое сокращение в размерах (по сравнению с свежезакаленным состоянием).

Расширение наступает лишь при старении при температурах выше 200° . Полное выделение из раствора, что соответствует максимальному расширению, сопровождается повышением твердости на 20 единиц Бри-



Фиг. 429. Прирост твердости и длины при старении в течение 8 час. при разных температурах. Алюминиевомедный сплав с 4,3% Cu (Портвен и Шевенар).

¹ При старении при $200-300^\circ$ параметры решетки определяются двумя величинами (на фиг. 428 в этом интервале температур параметр решетки показан в виде полосы). В местах, где произошло более полное выделение меди, параметр получил максимальное значение там, где выделилось меньше меди, параметр решетки изменился по сравнению с закаленным соседним меньше. Выше 300° начинается растворение меди в алюминии в соответствии с кривой на диаграмме состояния и это ведет к уменьшению параметра решетки.

нелля, тогда как за 8 часов старения при 170° прирост твердости составляет более 40 единиц Бринелля.

Приведенные данные показывают, что при естественном старении не происходит выделения из твердого раствора, упрочнение не связано с распадом твердого раствора.

При искусственном старении лишь при температурах выше 200° и при таких продолжительностях, которые не обеспечивают получения максимальной прочности, выделения действительно наблюдаются и отмечаются многочисленными методами физико-химического анализа.

Очевидно, что есть существенное различие между естественным старением (или низкотемпературным искусственным старением), вызывающим максимальное упрочнение, и искусственным старением, вызывающим меньшее упрочнение.

Современное представление о механизме старения таково. В процессе естественного старения происходят подготовительные процессы к выделению, которое может произойти лишь при высоких температурах, обеспечивающих достаточную скорость атомным перемещениям (диффузии).

Ввиду резкого отличия от концентрации обеих фаз в алюминиево-медном сплаве (твердый раствор — 0,5% Cu, CuAl_2 — 54% Cu) необходимо, чтобы атомы меди сконцентрировались к определенным узлам кристаллической решетки алюминия и только тогда, когда в этих узлах концентрация меди достигнет (или приблизится) 54%, возможно образование кристалла CuAl_2 .

Начальный период старения характеризуется диффузией атомов меди к определенным участкам кристаллической решетки, что и происходит при естественном старении алюминиево-медных сплавов. Этот период сопровождается наиболее интенсивным повышением прочности. Пределы прочности, текучести и твердость достигают максимума. Поскольку перемещение меди происходит внутри решетки, параметр решетки не изменяется¹.

Эта гипотеза получила в предвоенные годы и экспериментальное подтверждение. При помощи специального рентгенографического метода были обнаружены изменения во время естественного старения алюминиевых сплавов.

Через 6 часов после естественного старения алюминиево-медного сплава (5,2% Cu) обнаруживаются радиальные полосы (streaks) (фиг. 430) на лауэграммах, и по мере увеличения продолжительности естественного старения они становятся более четкими. Таким образом появление этих полос происходит одновременно с упрочнением. При 100° они появляются раньше и при 150° через одну минуту и являются более резкими, чем полосы, появляющиеся при комнатной температуре. При этой температуре (150°) они постепенно укорачиваются. Однако через 50 часов полосы сгущаются в пятна (фиг. 431), являющиеся отражением новой фазы (но это фаза не CuAl_2), имеющей тетрагональную решетку.

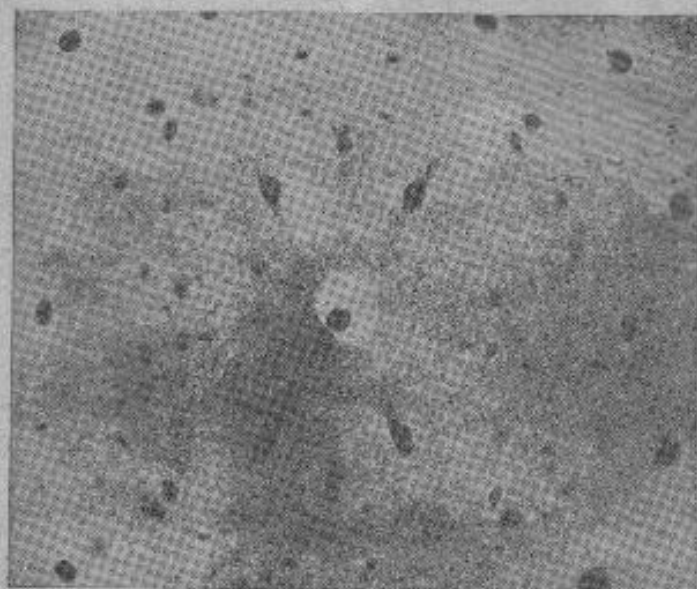
¹ Рентгенографически измеряется средняя величина параметра решетки.

Перемещение меди внутри твердого раствора не вызывает также изменений в электропроводности и линейных размерах.

При 250° полос не образуется, превращение начинается сразу с образованием тетрагональной фазы, которая затем, через 30 дней, превращается в CuAl_2 ¹.



Фиг. 430. Лауэграмма монокристалла естественно состаренного алюминиево-медного сплава. Радиальные полосы соответствуют зонам Гинье-Престона.



Фиг. 431. Тот же сплав, что и на фиг. 430, после искусственного старения при 200° . Полосы сгустились в пятно, соответствующее тетрагональной фазе θ' .

Образование этих полос объясняется тем, что в плоскости куба кристалла твердого раствора собираются атомы меди, т. е. образуются узлы, о которых мы говорили выше. При естественном старении размер этих сгущений достигает 50 ангстрем в ширину и двух-трех атомных слоев в толщину, при высоких температурах размер этих сгущений (или так называемых зон Гинье-Престона) больше: при 100° диаметр этих дисков равен 200Å ; при 150° — 600Å и при 200° — 800Å . При длительных выдержках эти крупные сгущения превращаются в θ' -фазу, а при температурах выше 200° распад твердого раствора идет, минуя образование зон Гинье-Престона, и непосредственно из раствора выпадает θ' -фаза, которая при дальнейшей выдержке превращается в θ -фазу (CuAl_2).

θ' -фазу можно рассматривать как модификацию CuAl_2 , имеющую тот же состав, но отличную кристаллическую решетку (у θ' —тетрагональная, у CuAl_2 —кубическая). Модификация θ' неустойчивая и стремится превратиться в стабильную θ -фазу.

Таким образом процесс старения алюминиевых сплавов на основании современных

представлений протекает следующим образом.

При низких температурах, т. е. при естественном старении происходит концентрация атомов меди в определенных плоскостях кристаллической решетки. Обогащенные медными атомами места представляют собой «диски» толщиной в 2—3 атомных слоя. Диаметр этих «дисков»

¹ Промежуточная тетрагональная фаза часто обозначается через θ' (а CuAl_2 через θ).

тем больше, чем выше температура старения. Образованием этих сгущений и завершается процесс естественного старения.

При температурах 100° и выше образующиеся сгущения более крупных размеров при достаточных выдержках превращаются в Θ' -фазу, являющуюся неустойчивой аллотропической формой CuAl_2 (Θ -фазы), в которую она при значительных выдержках или при высоких температурах старения (выше 250°) и превращается. Наиболее упрочненное состояние сплава — это состояние неоднородного твердого раствора. Упрочнение при структуре твердый раствор + Θ' меньше и значительно меньше при структуре твердый раствор + Θ .

Так как при каждой температуре старения образуются разного размера сгущенные участки, то образовавшиеся при комнатной температуре участки диаметром в 50 \AA при 150° оказываются неустойчивыми и «рассасываются» («растворяются»), так как при этой температуре устойчивыми являются образования диаметром в 600 \AA . Следовательно, если поместить естественно состаренный сплав при $150\text{--}200^\circ$, то ранее образовавшиеся участки небольшого размера «растворятся», и сплав возвратится в исходное свежезакаленное состояние. Но одновременно с этим процессом будет происходить процесс образования новых более крупных участков, устойчивых при этой температуре, т. е. разупрочнение сменится новым упрочнением (см. выше фиг. 423).

§ 4. Влияние состава алюминиевых сплавов на термическую обработку

Рассмотрим влияние содержания меди на свойства бинарных алюминиевомедных сплавов и на термическую обработку этих сплавов. На эффект старения сильно влияет концентрация твердого раствора. Наиболее интенсивно изменение свойств наблюдается у сплава, концентрация которого соответствует предельному растворению компонента в твердом растворе (следовательно, при $5,7\%$ Cu для бинарного Al—Cu сплава).

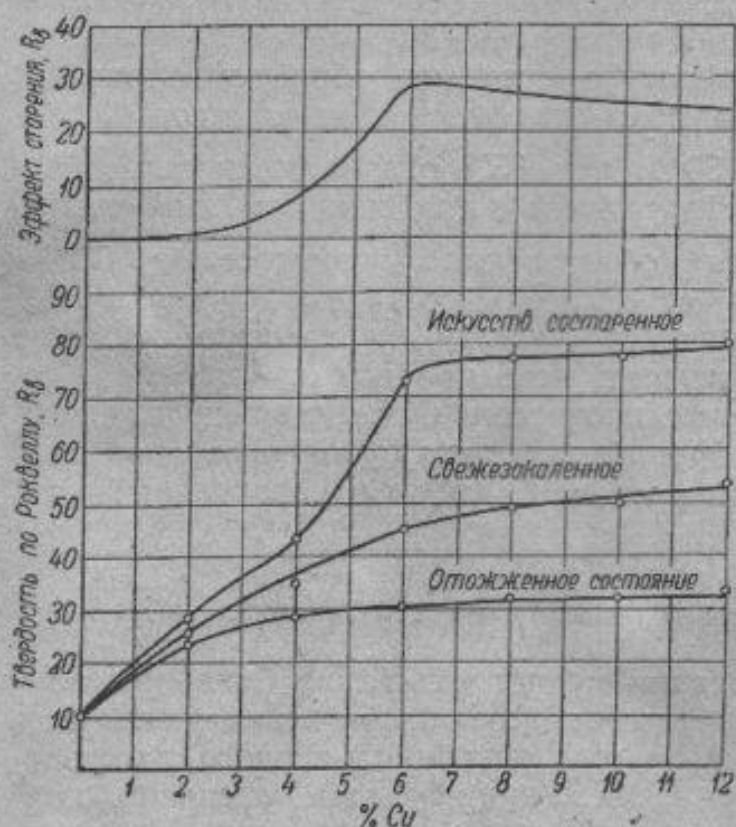
Кривые, приведенные на фиг. 432, показывают изменение твердости у алюминиевомедных сплавов в зависимости от содержания меди. Эффект старения (верхняя часть диаграммы) постепенно увеличивается с увеличением содержания меди; сплав с 2% меди практически не стареет, так как пересыщение еще недостаточно, чтобы вызвать при старении существенное изменение свойств. Максимальное упрочнение при старении отмечается при 6% Cu , что соответствует пределу растворимости меди в алюминии при высокой температуре.

Содержание меди в сплаве определяет не только эффект термообработки, но и температурные и временные режимы термообработки. Чем выше содержание меди, тем выше должна быть температура закалки, что очевидно из рассмотрения диаграммы Al—Cu и положения линии предельного насыщения. Чем больше содержание меди, тем короче инкубационный период. Чем меньше содержание меди, тем при более низкой температуре происходит возврат свойств состаренного сплава.

Загрязнение железом уменьшает эффект старения как при комнатной, так и при более высокой температуре. Вместо нормального прироста твердости на $24 H_v$ загрязнение алюминиевомедного сплава $0,28\%$ Fe снижает эффект старения до $4 H_v$ (кривая I, фиг. 433).

По другим данным, влияние железа менее резкое (см. кривую II на фиг. 433), но многочисленные исследования этого вопроса единодушно отмечают, что железо ухудшает механические свойства сплава в термически обработанном состоянии вследствие менее активного упрочнения при старении.

Такое влияние железа является следствием образования нерастворимого тройного соединения Cu_2FeAl_7 (так называемая фаза N), кото-



Фиг. 432. Влияние содержания меди на твердость алюминиевомедного сплава в трех состояниях — отожженном, свежезакаленном и максимально упрочненном (искусственное старение $150^\circ\text{—}6$ час.).

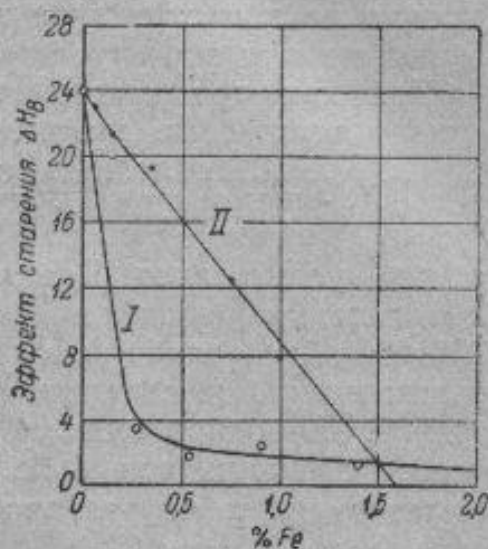
Верхняя кривая показывает эффект упрочнения при старении (разница в твердости между состаренным состоянием и свежезакаленным) в зависимости от содержания меди. Опытные сплавы содержали 0,2—0,3% Fe и 0,03—0,09% Si (Кокубо и Хонда).

Показывают структуры закаленных сплавов с 4,5% Cu и разным содержанием железа. Чем больше в сплаве железа, тем больше черных, нерастворимых включений железистых соединений.

Таким образом мы видим, что технические алюминиевомедные сплавы, содержащие железа около 0,2—0,3%, естественно не стареют.

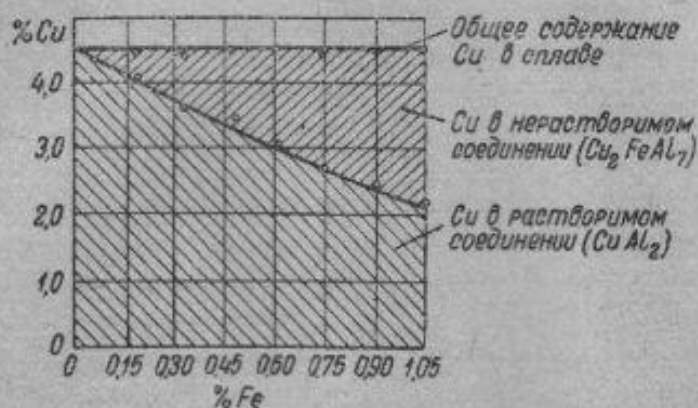
Присадка магния, даже в весьма малых количествах, придает сплаву способность стареть при комнатной температуре, несмотря на наличие в сплаве примеси железа.

На фиг. 436 приведены кривые естественного старения некоторых сплавов. Технически чистый алюминиевомедный сплав (кривая I), содержащий десятые доли процента железа, стареет очень слабо. Такой

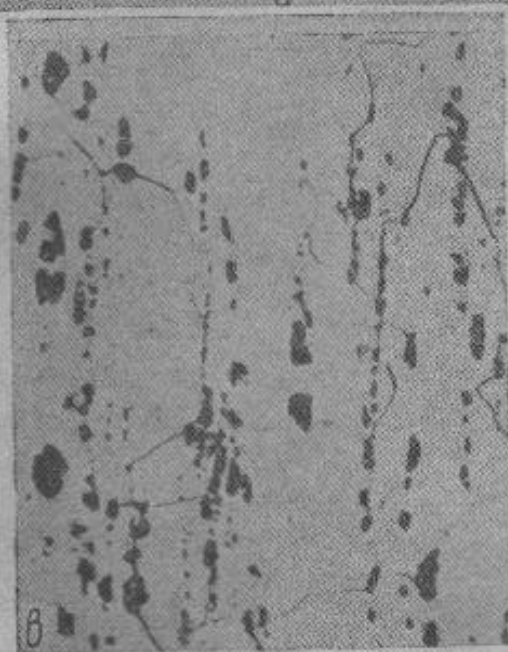
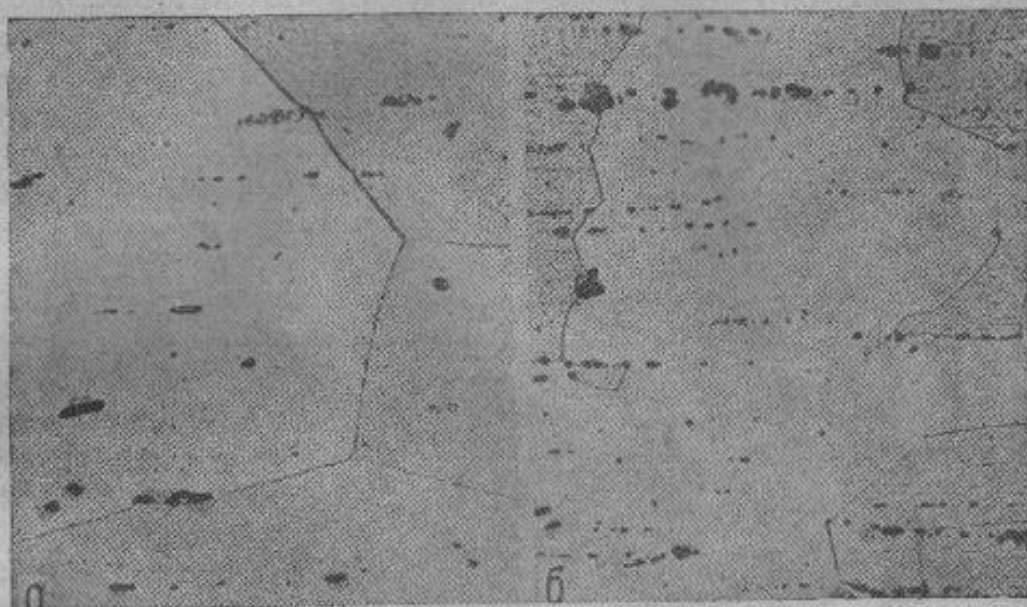


Фиг. 433. Влияние содержания железа в алюминиевомедном сплаве на эффект естественного старения. Сплавы с 4% Cu (кривая I по данным Петрова, кривая II по данным Кох и Ноттинг).

рое нерастворимо в алюминии. Чем больше в сплаве железа, тем больше ушло меди на образование тройного соединения и тем меньше образовалось растворимого соединения CuAl_2 , от которого зависит упрочнение при термообработке (фиг. 434). Микрофотографии фиг. 435 пока-



Фиг. 434. Распределение меди в растворимых и нерастворимых соединениях в зависимости от содержания железа (в алюминиево-медном сплаве с 4,5% Cu). (Хунсикер).



Фиг. 435. Структура сплава с 4,5% Cu в закаленном состоянии. Содержание железа: а—0,16%; б—0,63% и в—1,06% (Хунсикер).

же сплав, но содержащий 0,5% Mg, стареет так же, как и чистый от железа алюминиево-медный сплав (кривая III и II, фиг. 436) ¹.

Не только в системе Al—Cu, но и при сплавлении с многими другими элементами алюминий дает ограниченный раствор с переменной



Фиг. 436. Кривые естественного старения.

I — промышленный алюминиево-медный сплав, содержащий 4% Cu и десятые доли % Fe; II — лабораторный сплав, содержащий 4% Cu и следы Fe; III — промышленный сплав, содержащий 4% Cu, десятые доли % Fe и 0,5% Mg (Мерика).

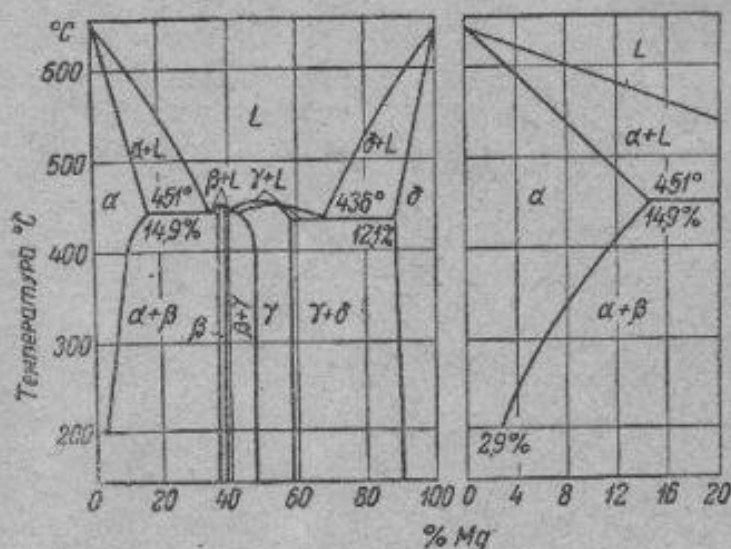
растворимостью, что делает и эти сплавы способными к упрочнению путем закалки и старения. Правда эффект термообработки весьма различен и зависит от изменения растворимости с температурой, от природы растворенных элементов и других факторов, достаточно еще не изученных.

В § 2 этой главы приводились системы Al—Fe и Al—Si. Железо нерастворимо в алюминии и не является тем элементом, который обуславливает способность сплава к старению.

Кремний, как указывалось, вызывает старение, но количественный эффект упрочнения невелик.

Магний так же, как это видно из

диаграммы Al—Mg (фиг. 437) при содержании свыше 2% делает сплав способным к упрочнению. Но упрочнение, которое при этом достигается, меньше, чем у алюминиево-медных сплавов.



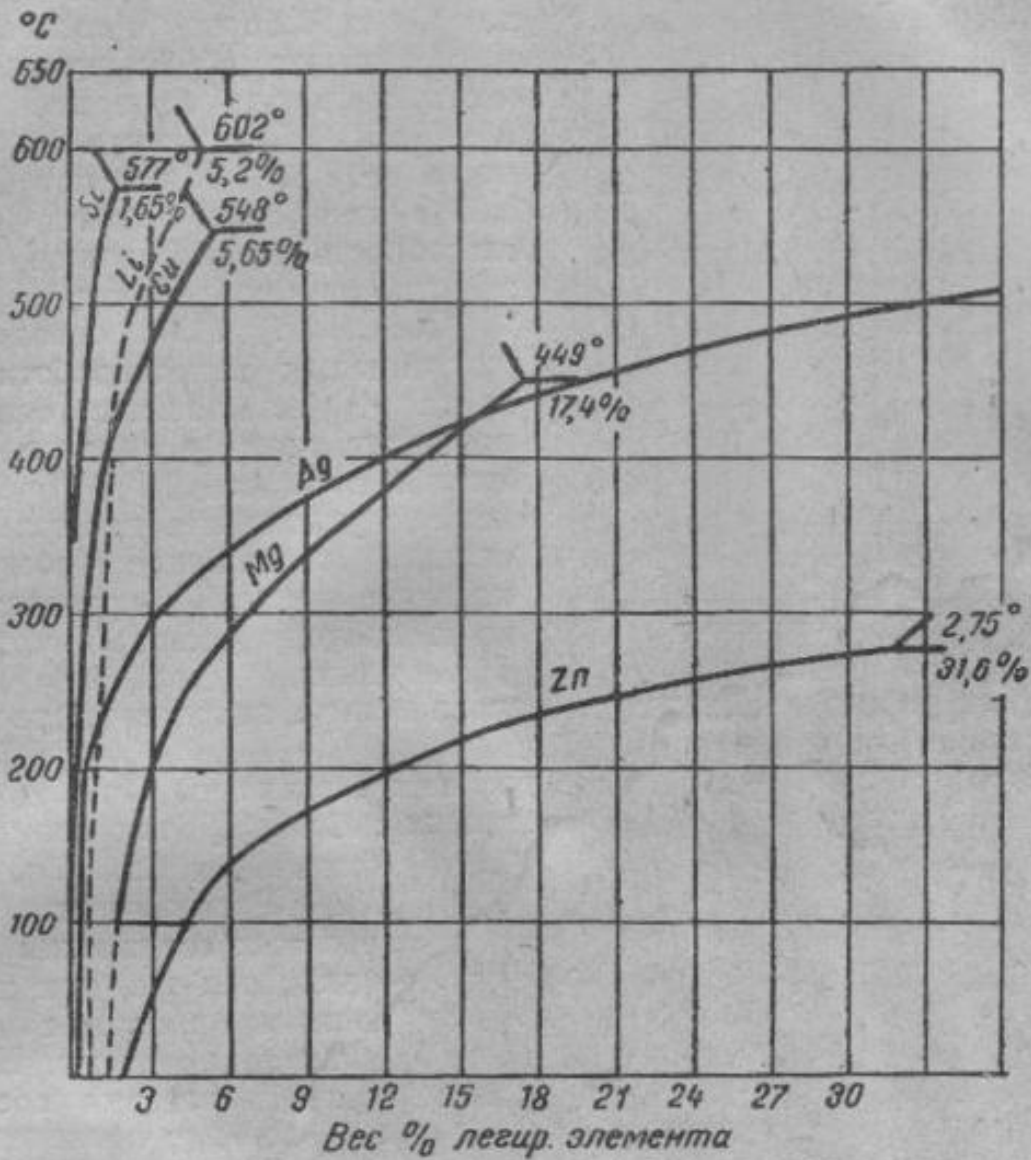
Фиг. 437. Диаграмма состояния алюминий—магний.

На сводной диаграмме приведены кривые насыщения твердого алюминия. Из фиг. 438 видно, что со многими элементами алюминий дает ограниченные твердые растворы с переменной растворимостью и возможна термическая обработка путем закалки и старения.

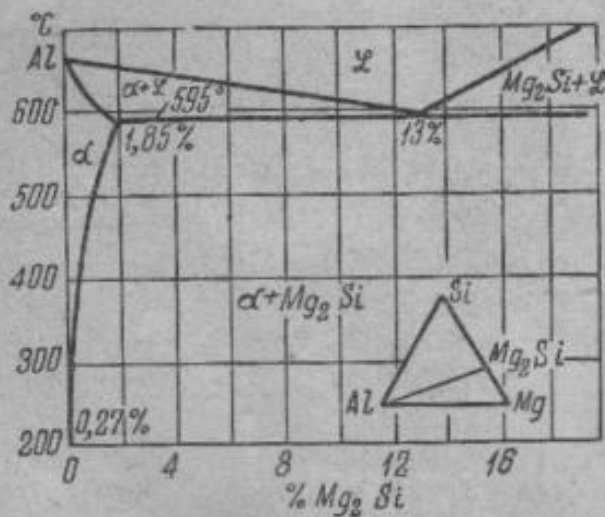
Тройные системы, в которых образуются двойные или тройные соединения, активно упрочняют сплав в результате закалки и старения. Магний и кремний образуют соединение силицид кремния (Mg_2Si). Все

количество магния и кремния в сплаве образует это соединение и только избыток против стехиометрического соотношения находится в других фазах.

¹ Присадка магния ведет к образованию соединения $CuMgAl_2$, растворимого в алюминии и вызывающего старение. Поэтому, чем больше в сплаве магния, тем меньше соединений $CuAl_2$ и больше $CuMgAl_2$ и меньше ухудшающее действие железа. При 4% Cu и 1,5% Mg образуется только соединение $CuMgAl_2$ и вся медь участвует в упрочнении при термообработке, и железо не ухудшает способности к старению, так как целиком находится в двойном соединении Al_3Fe .

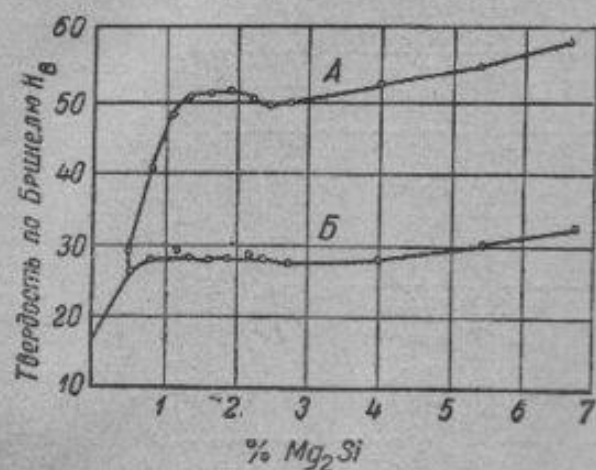


Фиг. 438. Сводная диаграмма растворимости различных элементов в алюминии.



Фиг. 439. Диаграмма состояния алюминий—силицид магния.

Разрез тройной системы Al—Mg—Si по плоскости Al—Mg₂Si показан на фиг. 439. Тройные сплавы, в которых отношение содержания Mg и Si близко к соотношению



Фиг. 440. Твердость сплавов Al—Mg₂Si в зависимости от содержания Mg₂Si.

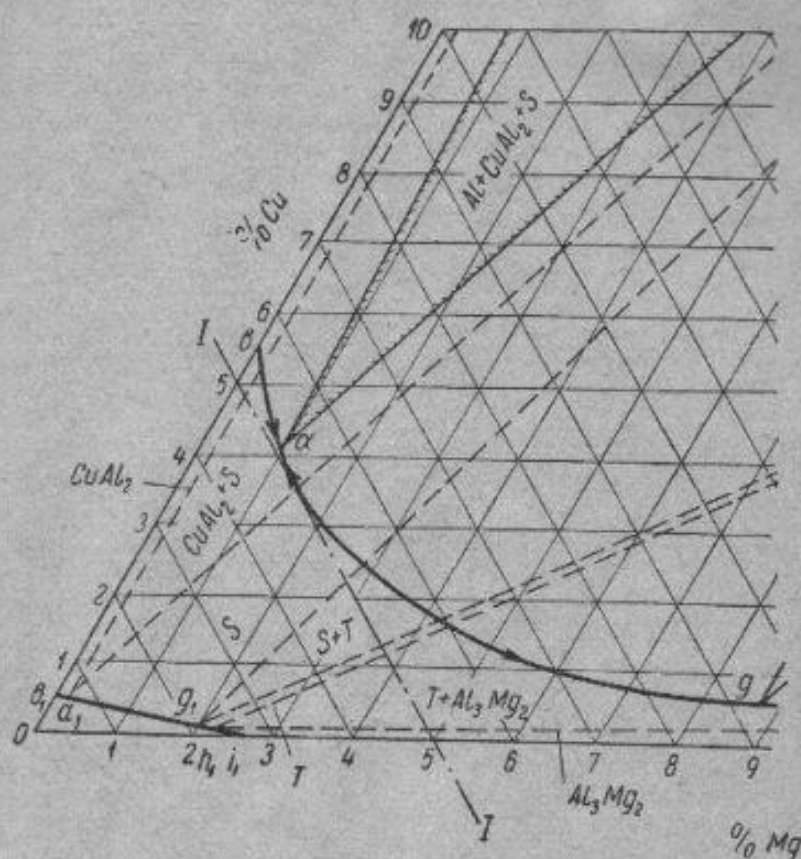
А—в закаленном и состаренном состоянии.
Б—в отожженном состоянии.

в соединении Mg₂Si, можно рассматривать как бинарные сплавы Al—Mg₂Si. Переменная растворимость от 0,27% Mg₂Si при 200° до 1,85% при 595° придает сплаву способность к упрочнению в результате термообработки.

На фиг. 440 показано, что упрочняющая термообработка (закалка + естественное старение) возможна лишь у сплавов, содержащих не менее 0,5% Mg₂Si. Максимум упрочнения наблюдается у сплава, содержание соединения магния и кремния у которого близко к пределу растворимости Mg₂Si в алюминии.

Эффект упрочнения у такого сплава весьма значителен, твердость повысилась почти в два раза.

В системе Al—Cu—Mg кроме двойных соединений CuAl₂ и Al₃Mg₂ возможно образование тройных соединений: CuMgAl₂ (так называемая фаза S) и CuAl₅Mg₅ (фаза T).



Фиг. 441. Диаграмма состояния алюминий—медь—магний. Алюминиевый угол (Уразов и Петров).

На той же фигуре показано (между линиями *bg* и *b₁i₁*), какие фазы выделяются из твердого раствора. Нетрудно видеть, что в зависимости от соотношения в содержании Cu и Mg могут выделяться фазы: CuAl₂, S, T или Al₃Mg₂ или совместно CuAl₂+S; S+T или T+Al₃Mg₂.

Растворимость этих тройных соединений в алюминии так же, как и двойных, изменяется с изменением температуры. На участке диаграммы состояния Al—Cu—Mg, приведенной на фиг. 441, линии *bg* и *b₁i₁* представляют собой поверхность предельной растворимости в алюминии различных фаз (линия *bg* при высокой эвтектической температуре, линия *b₁i₁*—при низкой комнатной температуре). Все сплавы, лежащие между этими линиями, можно подвергать упрочняющей термообработке и у них нагревом можно получить однофазное состояние.

Упрочнение, вызываемое этими соединениями, различно. На фиг. 442 приводится кривая изменения предела прочности (после закалки и естественного старения) сплавов, содержащих в сумме $Cu + Mg = 5\%$ (т. е. сплавы, лежащие на линии I—I, фиг. 441).

Из присутствующих в этой тройной системе соединений наиболее интенсивное упрочнение вызывает растворение фазы S (или еще лучше при совместном воздействии $CuAl_2$ и S), тогда как фазы T и Al_3Mg_2 упрочняют слабее. Таким образом, введение магния в количестве 1—1,5% вызывает упрочнение и, как мы увидим ниже, одни из наиболее прочных алюминиевых сплавов содержат наряду с 4—5% меди 1—1,5% магния.

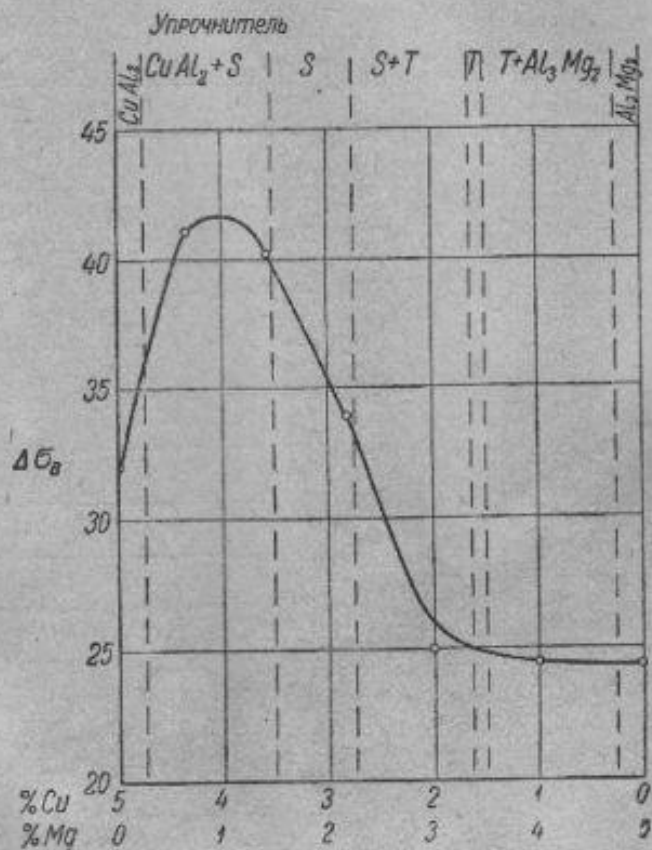
§ 5. Явление старения у неалюминиевых сплавов

Основные теоретические объяснения процесса старения были разобраны на базе алюминиевых сплавов. Вернемся в этом параграфе к железным сплавам, так как вопрос старения железных сплавов в свое время не был освещен.

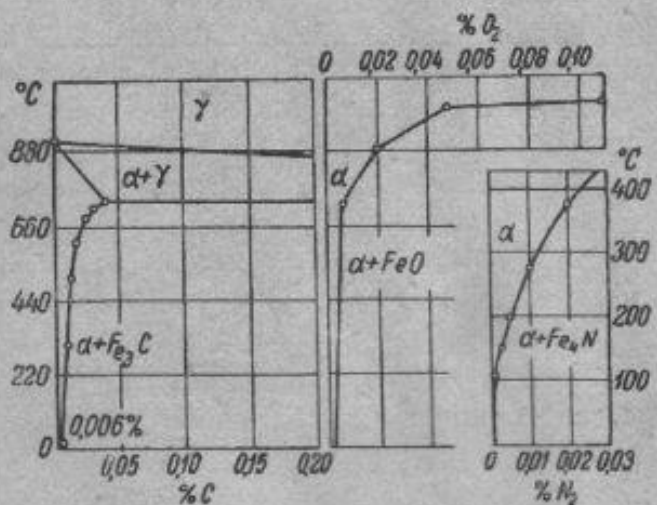
В α -железе переменную растворимость имеют углерод, кислород, азот, причем явление старения может наблюдаться при наличии этих элементов в весьма малых количествах (см. фиг. 443), обычно присутствующих в технических железных сплавах. Переменную растворимость имеют медь, молибден, вольфрам и другие ограниченно растворимые в α -железе элементы, но старение может быть лишь при значительных количествах этих элементов (фиг. 444).

Закалка из α -области очень малоуглеродистого сплава

(0,06% C) придает ему твердость 70 R_b; последующее искусственное или естественное старение (фиг. 445) протекает так же, как и у алюминиевого сплава (сравни фиг. 421 и 445). Повидимому, как у алюминиевых сплавов, у железоуглеродистых сплавов упрочнение связано с

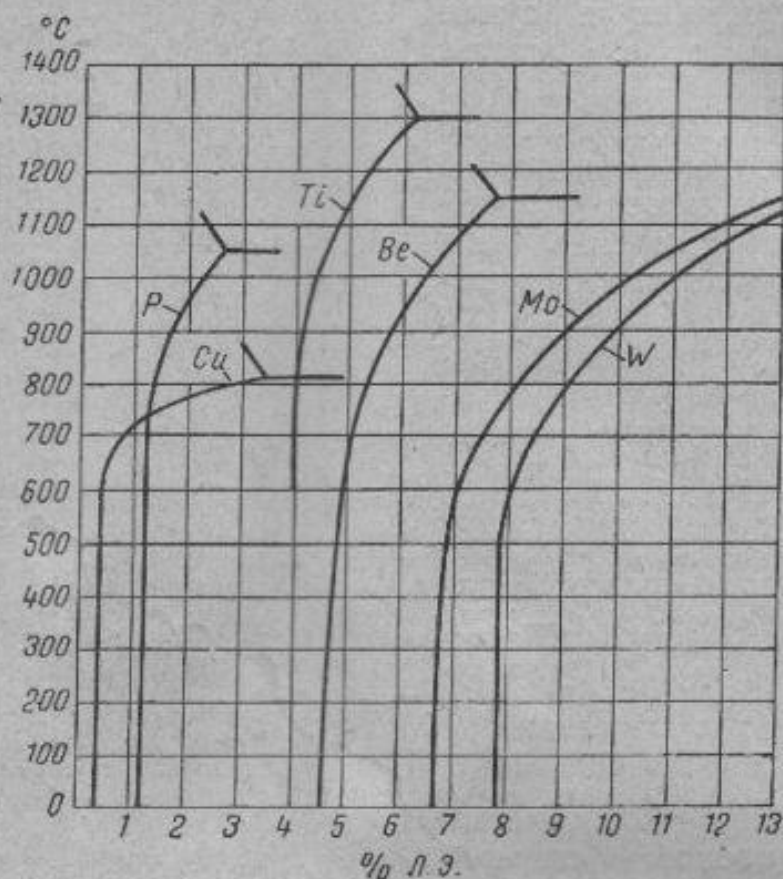


Фиг. 442. Свойства алюминиевомедномагниевых сплавов после закалки и естественного старения в зависимости от соотношения в сплаве меди и магния (при постоянном содержании суммы $Cu + Mg = 5\%$) (Петров).



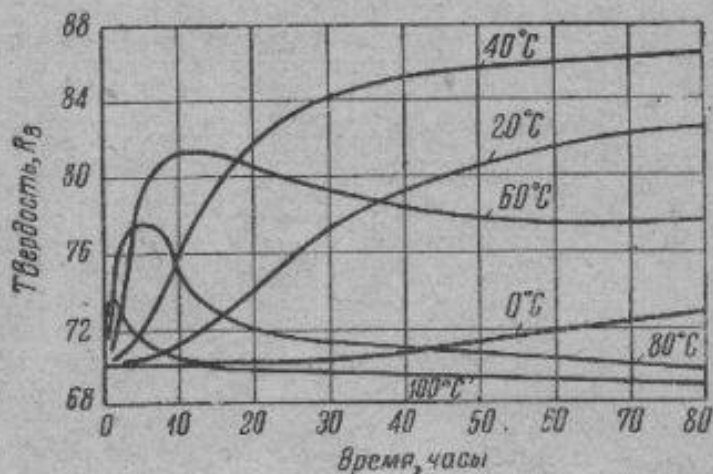
Фиг. 443. Изменение растворимости углерода, кислорода, азота в железе.

перемещением растворенных атомов (т. е. атомов углерода) к определенным узлам решетки. Выделение и коагуляция третичного цементита снижают твердость.



Фиг. 444. Изменение растворимости меди, фосфора, титана, бериллия, молибдена и вольфрама в α -железе.

Упрочнение железных сплавов вследствие старения после растворения в феррите карбидов, нитридов и оксидов следует считать вредным явлением, так как при этом резко ухудшается ударная вязкость и пластичность.



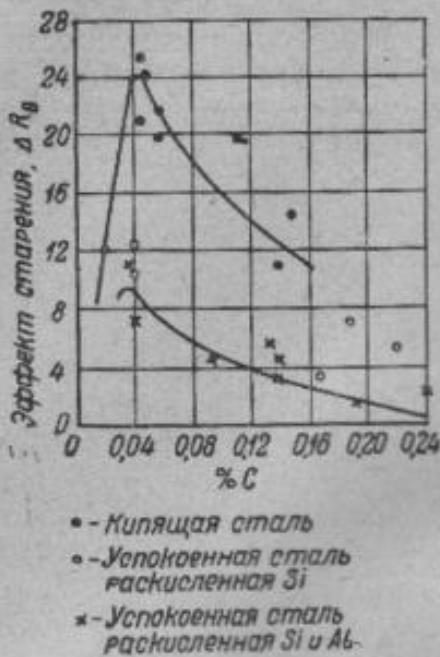
Фиг. 445. Изменение твердости при старении железа армо (C=0,06%). Температура старения указана над кривыми (Бэйн и Давенпорт).

Указанный вид старения (вследствие наличия углерода) максимален при содержании углерода 0,04%, т. е. соответствует пределу растворения углерода в феррите при 720° и с увеличением содержания его эффект старения быстро падает (фиг. 446). При содержании углерода сверх 0,2% старение практически отсутствует у сталей высококачественных, т. е. мелкозернистых, раскисленных алюминием. Действительно, как видно из кривых, приведенных на фиг. 446, дешевые кипящие стали значительно более сильно подвержены старению, чем раскисленные алюминием более качественные стали.

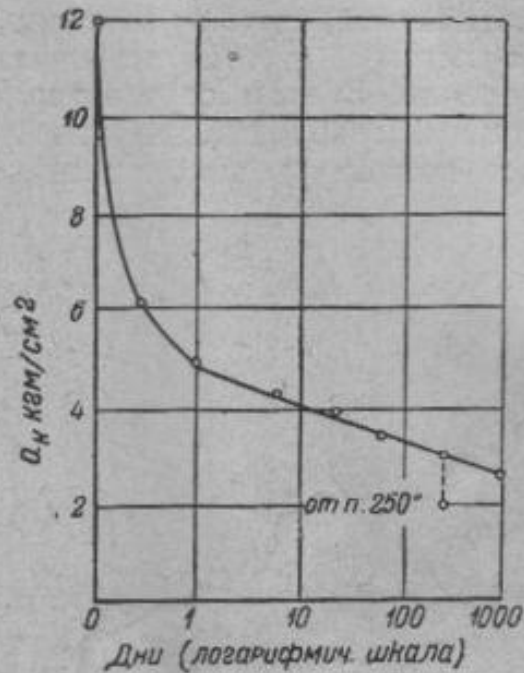
Указанный вид старения (вследствие наличия углерода) максимален при содержании углерода 0,04%, т. е. соответствует пределу растворения углерода в феррите при 720° и с увеличением содержания его эффект старения быстро падает (фиг. 446). При содержании углерода сверх 0,2% старение практически отсутствует у сталей высококачественных, т. е. мелкозернистых, раскисленных алюминием. Действительно, как видно из кривых, приведенных на фиг. 446, дешевые кипящие стали значительно более сильно подвержены старению, чем раскисленные алюминием более качественные стали.

Указанный вид старения (вследствие наличия углерода) максимален при содержании углерода 0,04%, т. е. соответствует пределу растворения углерода в феррите при 720° и с увеличением содержания его эффект старения быстро падает (фиг. 446). При содержании углерода сверх 0,2% старение практически отсутствует у сталей высококачественных, т. е. мелкозернистых, раскисленных алюминием. Действительно, как видно из кривых, приведенных на фиг. 446, дешевые кипящие стали значительно более сильно подвержены старению, чем раскисленные алюминием более качественные стали.

Особый вид старения железных сплавов — так называемое *механическое старение*, появляющееся лишь после пластической деформации. Так, например, обычное котельное железо ($C \approx 0,1\%$) после наклепа имеет большую ударную вязкость 12 кгм/см^2 (фиг. 447). Но при вы-



Фиг. 446. Прирост твердости при старении железоуглеродистых сплавов (Херти и Данилов).



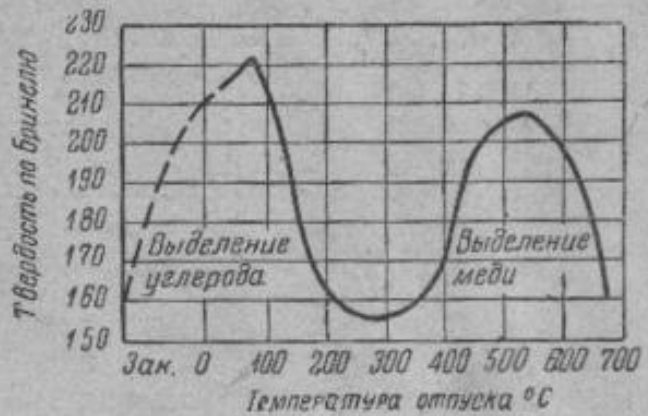
Фиг. 447. Изменение ударной вязкости котельного железа (Бауэр).

леживании ударная вязкость быстро падает, и через 10 дней она уже равна 4 кгм/см^2 . Нагрев на $250\text{—}300^\circ$ еще больше снижает вязкость.

Явление старения вызывает предварительная пластическая деформация. Если пластической деформации не было, то нет и старения и ухудшения ударной вязкости.

И при механическом старении основное значение имеет пересыщение α -твердого раствора углеродом и азотом, пластическая же деформация вызывает распад твердого раствора.

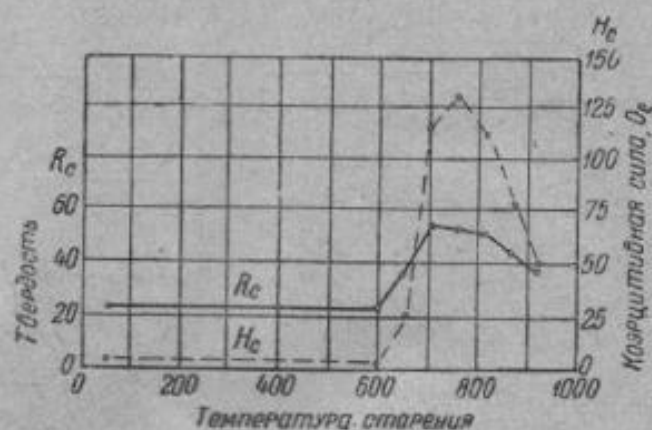
Старение, вызванное растворением легирующих элементов или их соединений в α -железе, происходит при нагреве обычно до высоких температур. Так, например, железный сплав, содержащий $0,05\%$ C и 2% Cu, может стареть как вследствие пересыщения α -железа углеродом, так и медью. Опытные данные показывают (фиг. 448) два максимума твердости: один вызванный «выделением» цементита, второй — выделением меди.



Фиг. 448. Влияние температуры отпуска продолжительностью 30 мин. на твердость стали с $0,05\%$ C и 2% Cu, предварительно закаленной от 680° (Бухгольц и Кестер).

¹ Механическое старение также связано и с содержанием кислорода, на что указывает тот факт, что обычные дешевые малоуглеродистые стали сильно подвержены старению, тогда как стали специально раскисленные и содержащие значительно меньше кислорода (так называемое изэтт-железо) механическому старению почти не подвержены.

Если при низких температурах скорее можно предположить, что механизм старения похож на естественное старение алюминиевых сплавов и максимум упрочнения соответствует изменениям в однофазной среде, то механизм старения, вызванный медью и другими легирующими элементами, состоит, вероятно, в прямом выделении этих соединений из α -раствора, и свойства определяются степенью дисперсности этих соединений. В этом случае термин «дисперсионное твердение» вполне применим. Твердость при такой обработке малоуглеродистых сплавов может достигнуть высоких значений (фиг. 449). Однако получаемая



Фиг. 449. Влияние температуры старения на твердость безуглеродистого железowoльфрамoвого сплава (25%W) после закалки от 1400° (Селиастер и Роджерс).

при этом большая хрупкость не позволила применять дисперсионно-твердеющие железные сплавы там, где требуется механическая прочность. Изменения некоторых физических свойств (в частности, коэрцитивной силы), которые происходят при дисперсионном твердении, привели к тому, что эти сплавы применяют как сплавы с особыми физическими свойствами (магнитные и др.).

В. ТЕХНИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ

§ 6. Классификация алюминиевых сплавов

Все технические алюминиевые сплавы делятся на сплавы, применяемые в деформированном виде (прессованном, катаном, кованом), и на применяемые в литом виде. Границей между этими двумя видами сплавов является предел насыщения твердого раствора при эвтектической температуре.

Сплавы, лежащие за пределом насыщения, имеющие в структуре эвтектику, являются литейными сплавами. Условия кристаллизации этих сплавов при образовании эвтектики, т. е. затвердевание при постоянной температуре, обеспечивают хорошие литейные свойства (заполняемость формы — жидкотекучесть). Сплавы, лежащие до предела насыщения, у которых нагревом можно получить однофазную структуру, обладают высокой пластичностью в нагретом состоянии.

Схематически изменение важнейших технологических свойств у сплавов, имеющих диаграмму с ограниченной растворимостью, показано на фиг. 450.

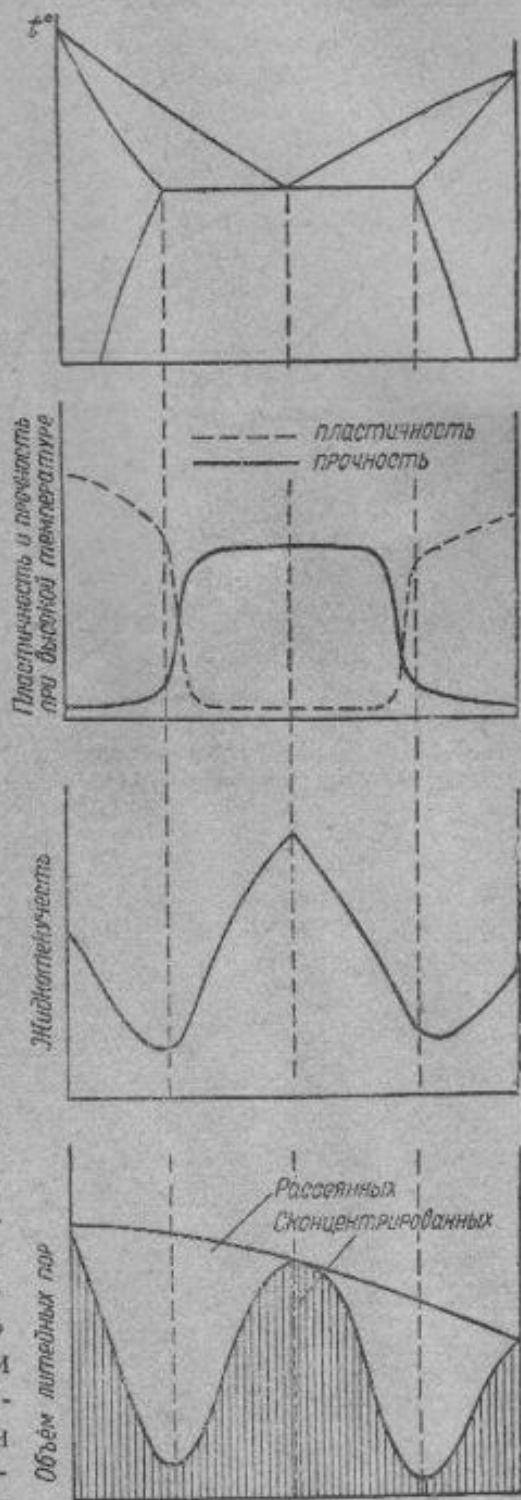
Изменение технологических свойств в сопоставлении с диаграммой состояния показывает, что сплавы, содержащие компонента меньше предела растворимости при высокой температуре, обладают наибольшей пластичностью и наименьшей прочностью при высокой температуре, следовательно, хорошо подвергаются горячей обработке давлением. Наличие эвтектической структуры резко уменьшает пластичность; способность прессоваться, прокатываться, коваться быстро уменьшается, и при некотором содержании эвтектики, обычно довольно небольшом, такая обработка становится уже неосуществимой.

Наилучшей жидкотекучестью обладают сплавы, кристаллизующиеся при постоянной температуре (чистые металлы, эвтектика). Переход за предел растворимости при высокой температуре сразу вызывает резкое повышение жидкотекучести.

Общий объем литейных пор плавно изменяется, но характер этих пор зависит от интервала кристаллизации. При большом расстоянии между температурой ликвидуса и солидуса литейные поры распределены по всему сечению отливки и, как правило, очень мелкие. При нулевом интервале кристаллизации (чистые компоненты, эвтектика) усадочная раковина образуется концентрированием и ее можно надлежащим изготовлением литников вывести в прибыль и тем самым получить отливку высокой плотности.

Концентрация компонентов в литейных сплавах должна превосходить предельную растворимость при высокой температуре. Это, во-первых, необходимо для создания достаточной прочности при высоких температурах, чтобы внутренние напряжения, которые естественны и неизбежны у литой (неотожженной) детали, не вызвали бы образования трещин. Во-вторых, чем больше в сплаве эвтектики, тем выше жидкотекучесть. Это тоже подтверждает необходимость применять сплавы с содержанием элементов за пределом растворимости. Количество эвтектики, которое должно быть в литейном сплаве, не должно быть однако очень большим, так как это ухудшит механические свойства.

Таким образом, алюминиевые сплавы классифицируются на осно-



Фиг. 450. Технологические свойства сплавов системы с двумя компонентами, образующих диаграмму с ограниченной растворимостью (по А. А. Бочвару).

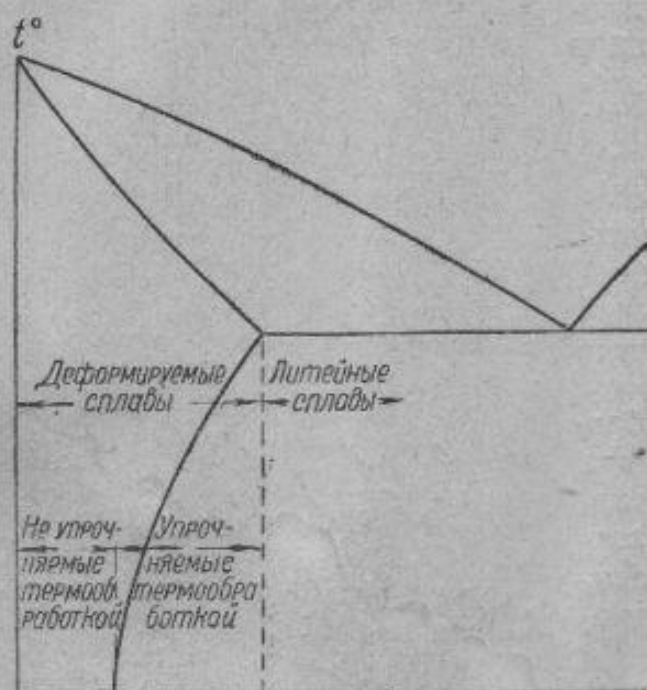
вании вида диаграммы состояния на литейные и деформируемые (фиг. 451). Литейные сплавы не должны содержать слишком много эвтектики (не более 15—20% по объему) из-за ухудшения механических и некоторых технологических свойств. Все литейные сплавы могут упрочняться в результате термообработки, но степень упрочнения тем меньше, чем больше литейный сплав легирован, т. е. чем больше в структуре эвтектики.

Деформированные сплавы делятся на упрочняемые и неупрочняемые термообработкой. Теоретической границей между этими сплавами является предел насыщения при комнатной температуре, но практически сплавы, содержащие элементов немного больше этого предела, почти не упрочняются в результате термообработки.

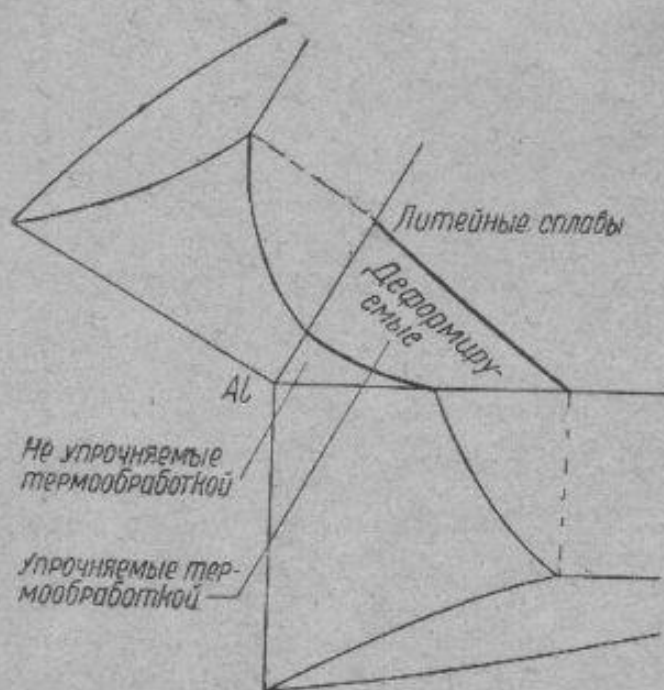
Классификация тройных сплавов на литейные и деформируемые, а последних на упрочняемые и неупрочняемые термообработкой показана на фиг. 452.

Деление сплавов на литейные и деформируемые по диаграмме равновесия несколько условно для реальных литых сплавов, так как в литом и неравновесном состоянии структура отличается от равновесной структуры, которая должна находиться в точном соответствии с диаграммой состояния. Поясним нашу мысль примером.

Как известно из IV главы, в случае кристаллизации твердого раствора при каждой температуре выделяются кристаллы твердой фазы определенного состава, соответствующей определенной точке, лежащей на линии солидус. Состав кристаллов сплава n (фиг. 453) меняется по кривой от



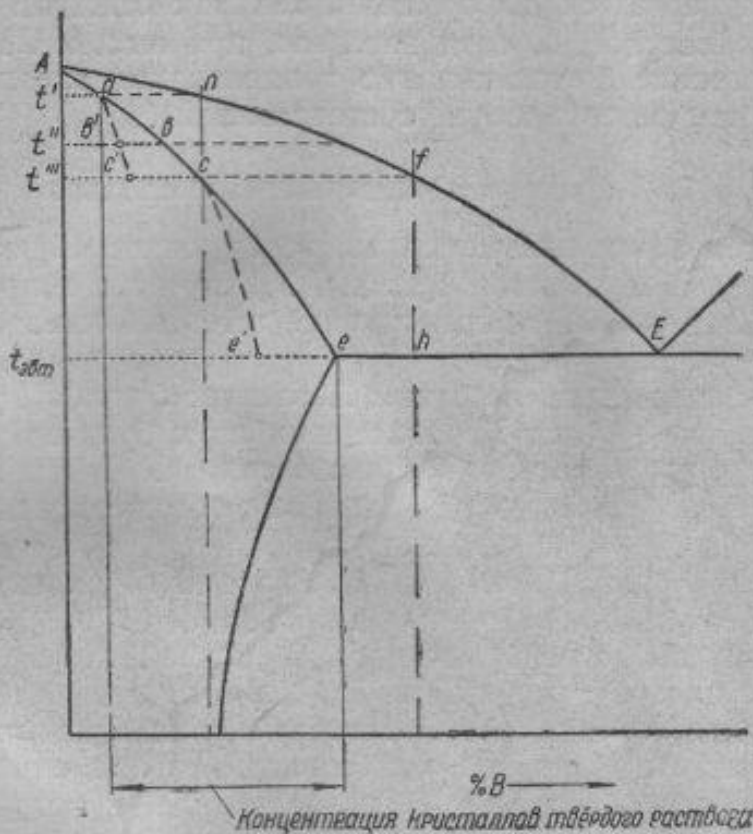
Фиг. 451. Классификация алюминиевых сплавов по бинарной диаграмме состояния.



Фиг. 452. Классификация алюминиевых сплавов по тройной диаграмме состояния.

точки a до точки c . Первый кристалл, который выпал из жидкости (при t'), имеет концентрацию a , при t'' выпадают кристаллы концентрации b . Средний состав твердой фазы при равновесной кристаллизации тоже имеет состав b . Следовательно, при охлаждении от t' до t'' должно происходить не только выделение кристаллов переменной концентрации $a-b$, но и состав ранее выпавших кристаллов, более бога-

тых компонентом *A* меняется за счет диффузии, насыщения ими из жидкости компонентом *B*. Этого при литье обычно не происходит, и средний состав кристаллов отклоняется от линии солидус влево (точка *b'*). При t''' , теоретической температуре окончания кристаллизации, состав жидкости (в которой диффузия по сравнению с твердым состоянием происходит с бесконечно большой скоростью) определится точкой *f*, а средний состав кристаллов точкой *c'* и тогда при этой температуре еще останется жидкость, количество которой равно отношению отрезков $\frac{cc'}{c'f}$.



Фиг. 453. Схема, показывающая изменение среднего состава кристаллов при неравновесной кристаллизации.

Так как мы считаем, что диффузия происходит только в жидкой фазе, то дальнейшие рассуждения мы можем вести относительно только этой одной жидкости, оставшейся при данной температуре и имеющей состав *f*, т. е. как будто мы имеем новый сплав. Повторяя полностью те же рассуждения, мы приходим к выводу, что при температуре $t_{эвт}$ средний состав новых кристаллов, образовавшийся в интервале температур $t''' - t_{эвт}$, определяется кривой *c—e'*. Жидкость, которая при этом останется (равная произведению отношений $\frac{cc'}{c'f} \cdot \frac{e'h}{e'E}$), будет кристаллизоваться в эвтектику.

Следовательно, если процесс кристаллизации идет так, что диффузия в твердой фазе не проходит совсем, а диффузия у жидкой фазы проходит полностью, то структура любого сплава будет состоять из неоднородного твердого раствора, с переменной концентрацией для данного сплава (от *a* до *e*) плюс некоторое количество эвтектики (хотя в условиях равновесной кристаллизации в этом сплаве эвтектика не должна была бы образовываться).

Значит, при таких условиях кристаллизации, когда отсутствует диффузия в твердых кристаллах, любой сплав должен иметь в литом виде эвтектическую составляющую. Но так как практически скорость диффузии в твердых растворах не равна нулю, то сплавы, по концентрации близкие к чистым компонентам, эвтектической структуры в литом виде не имеют. Сплавы, по концентрации приближающиеся к пределу насыщения твердого раствора при высокой температуре, всегда имеют и в довольно значительных количествах эвтектику, т. е. в литом виде они имеют структуру неоднородный твердый раствор + эвтектика. Такие сплавы могут быть превосходными литейными сплавами. Одновременно они могут и подвергаться деформации, так как отжигом сплав можно перевести в равновесное, а, следовательно, при высокой температуре в однофазное состояние (выравнивание концентрации твердого раствора, растворение в нем эвтектической составляющей).

§ 7. Маркировка алюминиевых сплавов

Маркируются алюминиевые сплавы следующим образом. Все алюминиевые сплавы обозначаются буквой А. Для чистого алюминия после буквы А следуют цифры, показывающие степень чистоты алюминия (А99,7; А99,5 и т. д.).

У литейных сплавов после буквы А следует буква Л, у сплавов дляковки и штамповки — буква К. После этих двух букв следует цифра — условный номер литейного или ковочного сплава.

Деформируемые алюминиевые сплавы обозначаются следующим образом.

Сплав авиаль через АВ, алюминиевомагнийевый сплав — АМг, алюминиевомарганцовистый сплав — АМц.

Все дуралюмины маркируются одной буквой Д с последующей цифрой, показывающей условный номер сплава.

Таким образом, по марке алюминиевого сплава нельзя определить, как у стали, примерный химический состав. Маркой определяется (по буквам, входящим в обозначение) только группа, к которой относится данный сплав.

§ 8. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой

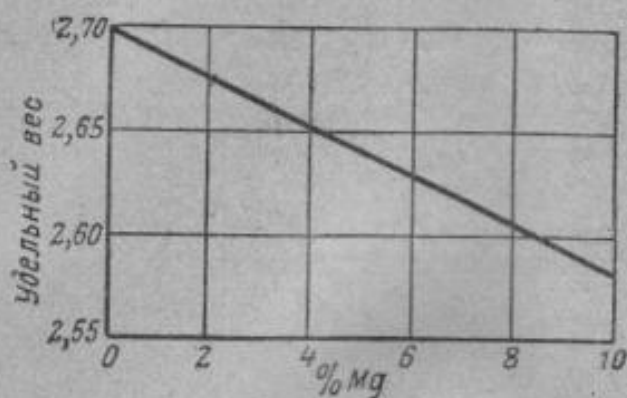
Такими сплавами являются сплавы алюминия с марганцем или с магнием. Технические алюминиевомарганцевистые сплавы при термической обработке не упрочняются. Хотя диаграмма состояния и показывает изменение растворимости Мп в Аl, но при наличии примеси железа образуется тройное соединение Fe—Mn—Al, не растворимое в твердом алюминии.

Марганец, в отличие от остальных элементов, не только не ухудшает коррозионной стойкости алюминиевого сплава, но даже несколько повышает ее. Поэтому алюминиевомарганцевые сплавы превосходят чистый алюминий более высокой прочностью и более высокой коррозионной устойчивостью.

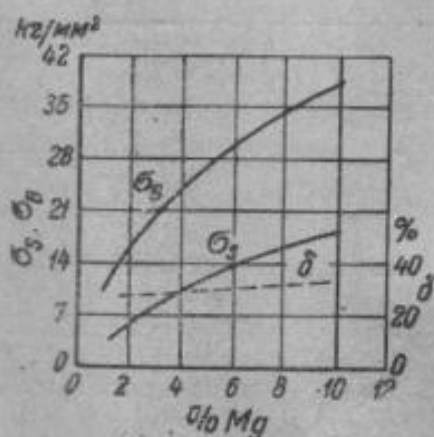
Алюминиевомагнийевые сплавы при содержании магния до 2,5—3% не упрочняются при термообработке (что явствует из диаграммы состояния Al—Mg, см. фиг. 437). При большем содержании упрочнение возможно, но эффект упрочнения невелик.

Однако магний является полезным легирующим элементом при введении его в алюминиевые сплавы.

Не считая повышения коррозионного сопротивления¹, магний уменьшает удельный вес (так как он легче алюминия) (фиг. 454), повышает прочность, не снижая пластичности (фиг. 455). Поэтому алюминиево-магниевые сплавы получили распространение как более прочные и легкие, чем чистый алюминий.



Фиг. 454. Удельный вес алюминиево-магниевых сплавов.



Фиг. 455. Механические свойства алюминиево-магниевых сплавов. (Листы термически обработанные.)

В советском авиастроении применяются следующие термически не упрочняемые деформируемые сплавы (табл. 88).

Таблица 88

Состав термически не упрочняемых обрабатываемых алюминиевых сплавов (в %)

Марка	Cu	Mg	Fe	Si	Mn
АМц	<0,2	≤0,05	≤1,0	≤1,0	1,0—1,6
АМг	0,1	2,0—2,8	0,5	≤0,5	0,15—0,4 *
АМг5 ***	0,2	4,5—5,7	**	—	0,2—0,5

Эти сплавы упрочняют нагартовкой. Применяют эти сплавы (АМг, АМц) в отожженном или нагартованном виде, причем степень нагартовки для промышленных полуфабрикатов дается в размере 40% (так называемый полунагартованный сплав) и 80% (нагартованный). Механические свойства этих сплавов для разных состояний приводятся в табл. 89.

¹ Если магния не более 3%.

* В сплаве АМг марганец может быть заменен тем же количеством хрома.

** Сплав АМг не должен содержать Fe+Si+Ni более 0,8%. Сплав АМг5 содержит также около 0,1% Ti, вводимого в этот сплав для измельчения зерна.

*** Сплав АМг5 термически обрабатывается путем нагрева до ~ 400° и быстрым охлаждением. Прочность при этом не повышается. Необходимость же в такой обработке вызвана желанием повысить коррозионную стойкость путем растворения второй фазы (Al₃Mg₂) и получения однофазной структуры посредством закалки с 400°.

Если подвергнуть искусственному старению такой закаленный сплав, то в результате выделения в дисперсной форме соединения Al₃Mg₂ прочность повысится, но коррозионная стойкость резко упадет и поэтому старение не применяется.

Механические свойства сплавов АМц, АМг, АМг5

Марка	Состояние	Механические свойства				
		σ_B кг/мм ²	σ_S кг/мм ²	δ_{10} , %	ψ , %	H_B
АМц	Отожженный	13	5	20	70	30
"	Полунагартованный . .	16	13	10	55	40
"	Нагартованный	22	18	5	50	55
АМг	Отожженный	20	10	23	—	45
"	Полунагартованный . .	25	21	6	—	60
АМг5	Отожженный	27	15	23	—	70

Благодаря технологическим свойствам, близким к свойствам чистого алюминия (высокая пластичность, высокая коррозионная стойкость, хорошая свариваемость), эти сплавы заменили в авиаконструкциях алюминий, так как они обладают более высокой прочностью, чем алюминий.

Из этих сплавов (АМц, АМг) делают сварные авиабаки, ненагруженные детали, изготовляемые глубокой штамповкой, бензино- и маслопроводку, заклепки, проволоку.

§ 9. Дуралюмин

Дуралюмином¹ открывается большая и наиболее распространенная группа алюминиевых сплавов, применяемых в деформированном виде, упрочняемых термообработкой и естественно стареющих.

Дуралюмин является сплавом, по крайней мере, шести компонентов Al, Cu, Mg, Mn, Si и Fe. Медь, магний и марганец вводят умышленно. Кремний и железо являются случайными примесями, попавшими в сплав вследствие применения недостаточно чистого алюминия. Тем не менее только железо может считаться ненужной и даже вредной примесью.

Марганец вводится в дуралюмин, как и другие алюминиевые сплавы, главным образом для повышения коррозионной устойчивости.

¹ Дуралюмин является первым промышленным сплавом, который стали изготовлять на основе алюминия. Название «дуралюмин» можно расшифровать как твердый алюминий (по-французски Dur — твердый) или по имени Дюренских заводов, первыми освоившими производство дуралюмина.

Изобретателем дуралюмина является А. Вильм. Им также было случайно открыто явление естественного старения при работе над этим сплавом. Первая работа по вопросу старения алюминиевых сплавов принадлежит А. Вильму (опубликована в 1911 г.). В России дуралюмин производили уже во время первой мировой войны на Кольчугинском заводе (кроме основных компонентов он содержал еще 0,5% Ni и назывался кольчугалюминием).

Медь, кремний и магний вызывают упрочнение сплава при термообработке, так как они образуют растворимые в алюминии соединения.

Кремний, образуя с магнием соединение Mg_2Si , способствует упрочнению сплава, которое вызывает термообработка.

Обычно дуралюмин содержит около 4—5% меди и по 0,5% магния, кремния, марганца и железа.

Влияние меди и магния на механические свойства дуралюмина (в закаленном и состаренном состоянии) показано на фиг. 456.

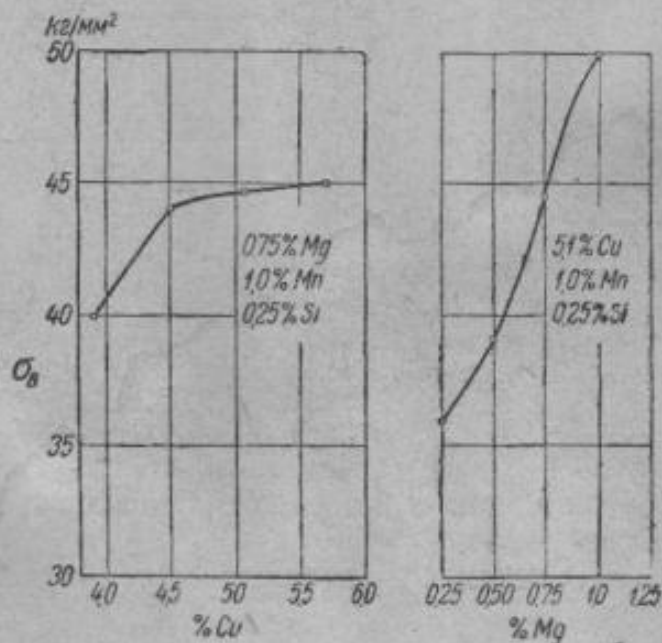
Как видно из фигуры, медь, и в особенности магний, упрочняют дуралюмин. Поскольку наиболее эффективное упрочнение медь создает при ее содержании не менее 4,5%, то наиболее механически прочные сорта дуралюмина содержат медь в количестве 4,5—5,0%¹.

Магний весьма интенсивно повышает прочность дуралюмина, что является следствием того, что прибавка магния ведет к образованию S-фазы. Пересыщение S-фазой твердого раствора, как мы видели (фиг. 442), более эффективно в отношении упрочнения, чем упрочнение, вызванное соединением $CuAl_2$.

Магний, растворяясь в алюминии, упрочняет его, поэтому с увеличением содержания магния повышается и прочность отожженного дуралюмина, и эффект старения наибольший при наличии ~0,6% Mg.

Поскольку магний (при содержании его более 0,5—0,7%) уменьшает пластичность в горячем состоянии и затрудняет, следовательно, горячую обработку давлением, применяют сплавы с разным содержанием магния — нормальный дуралюмин, содержащий около 0,5% магния, и высокопрочный специальный дуралюмин, содержащий 1,5—1,7% магния².

Кремний увеличивает прочность сплава в термически обработанном состоянии (в особенности, если увеличение кремния сочетается с одновременным повышением содержания и магния), но ухудшает пластичность. Одно время применяли дуралюмин с повышенным содержанием кремния (так называемый супердуралюмин), но из-за худших технологических свойств, а также и более низкой пластичности их вытеснили высокопрочные дуралюмины с повышенным содержанием магния.

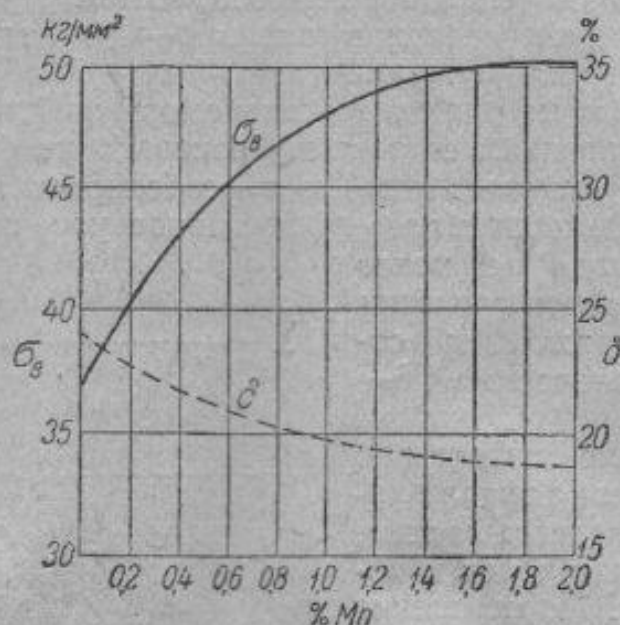


Фиг. 456. Влияние меди и магния на механические свойства дуралюмина (в термически обработанном состоянии) (по Воронову).

¹ Более высокое содержание меди малоэффективно в отношении упрочнения, а пластичность в горячем состоянии с увеличением содержания меди, в особенности сверх 5%, резко уменьшается.

² В последнем случае приходится считаться с фактом несколько худшей способности сплава обрабатываться давлением и получать меньший выход годного при прокатке. Ухудшение технологических свойств компенсируется более высокими механическими свойствами.

Марганец влияет не только на коррозионную стойкость, но и на механические свойства (фиг. 457). Неблагоприятное влияние марганца на пластичность заставляет лимитировать его содержание верхним пре-



Фиг. 457. Влияние марганца на механические свойства дуралюмина состава 4,0% Cu; 1,5% Mg; 0,25% Si и 0,3% Fe.

делом в 0,8—1,0%. Железо влияет на свойства дуралюмина отрицательно, как и на алюминиевомедные сплавы, о чем подробно говорилось выше.

Состав современных марок дуралюмина приведен в табл. 90.

Таблица 90

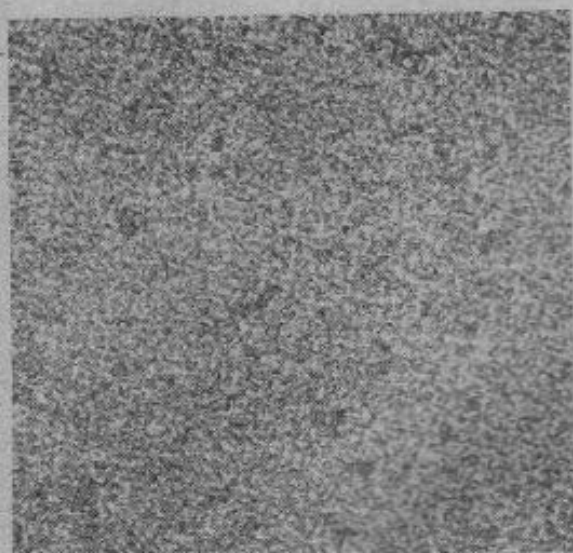
Состав различных марок дуралюмина (в %)

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Si	Fe
Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	≤1,0	≤1,0
Д6	4,6—5,2	0,65—1,0	0,6—1,1	≤1,0	≤1,0
Д16	3,6—4,7	1,25—1,75	0,3—0,9	≤0,8	≤0,8
Д7	3,0—4,0	0,25—0,50	0,25—0,50	≤0,8	≤0,8
ДЗП	2,6—3,5	0,3—0,7	0,3—0,7	≤0,6	≤0,7
Д18	2,2—3,0	0,2—0,5	≤0,2	≤0,6	≤0,7

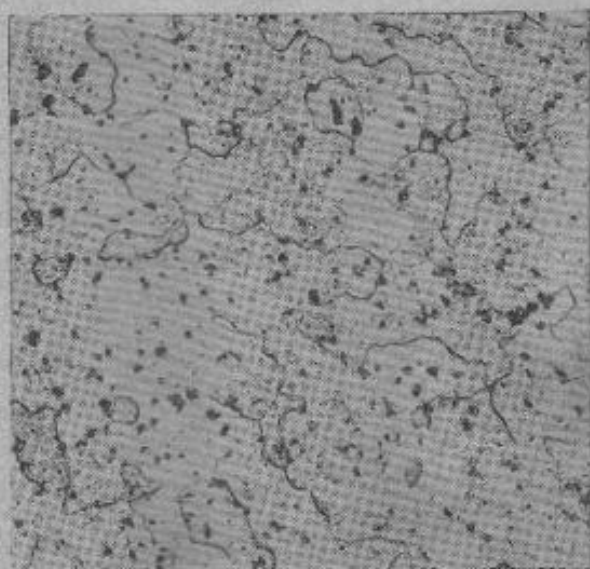
В этой таблице сплав Д1 является нормальным дуралюмином, сплавы Д6 и Д16 — дуралюмином повышенной прочности. Более высокая прочность у этих сплавов является следствием более высокого содержания в них меди и магния. Сплавы Д7, ДЗП и Д18 — дуралюмины повышенной пластичности. Эти марки дуралюмина по сравнению с обычным дуралюмином содержат пониженный процент меди, магния и марганца.

Структура дуралюмина в отожженном состоянии (фиг. 458) состоит из твердого раствора и вторичных включений различных интерметаллических соединений, главным образом CuAl_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg и железистых соединений.

После закалки от оптимальных температур ($\sim 500^\circ$) основное количество соединений Cu Al_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg растворяются в алюминии, но соединения железа (двойные FeAl_3 и тройные Fe—Si—Al , Fe—Cu—Al , Fe—Mn—Al) нерастворимы. В закаленном состоянии структура



Фиг. 458. Структура дуралюмина в отожженном состоянии. $\times 200$.



Фиг. 459. Структура дуралюмина в закаленном состоянии. $\times 100$.

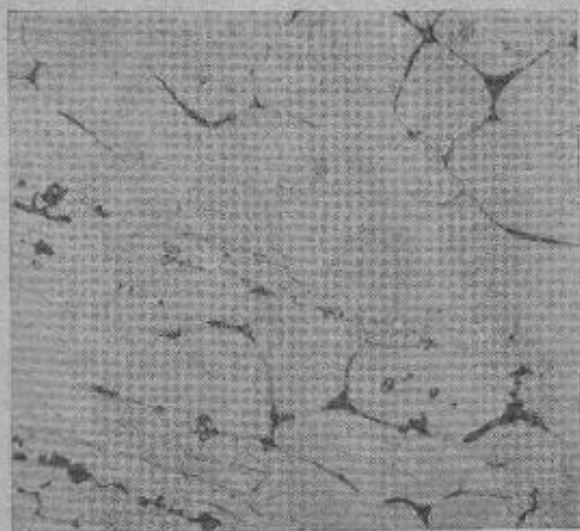
состоит из алюминиевого твердого раствора и включений нерастворимых соединений железа (черного цвета) (фиг. 459).

Нагрев выше $500\text{—}520^\circ$ вызывает оплавление поверхности зерен и при охлаждении участки жидкой фазы превращаются в эвтектику (фиг. 460).

Механические свойства в окончательно термически обработанном виде (после закалки и старения) сильно зависят от температуры закалки (фиг. 461). Повышение температуры закалки ведет к растворению интерметаллических соединений и к получению после закалки более пересыщенного твердого раствора, более энергичного старения и в итоге более высокой прочности.

Нагрев же выше определенной температуры вызывает перегрев — рост зерна, окисление и оплавление границ зерна, что приводит к катастрофическому падению прочности и пластичности.

Поэтому ясно, как важно при термообработке дуралюмина точное соблюдение температурного режима закалки, в особенности это относится к высокопрочным дуралюминам¹.



Фиг. 460. Структура перегретого (при закалке) дуралюмина. $\times 200$.

¹ Чем больше содержание меди и других элементов, тем уже интервал закалочных температур алюминиевого сплава, что очевидно при рассмотрении любой бинарной системы. Нагрев под закалку должен быть выше линии предельной растворимости, но ниже линии солидуса, и этот интервал тем уже, чем выше легирован сплав.

При производстве термообработки дуралюмина колебания температур закалки не должны превышать $\pm 2-3^\circ$. Температура закалки для дуралюмина Д1 — $495-505^\circ$, Д16 — $498-503^\circ$, ДЗП — $490-500^\circ$.

Кривые старения дуралюмина были приведены выше на фиг. 421. Дуралюмин принадлежит к алюминиевым сплавам, естественно стареющим, и наиболее высокие механические свойства у нормального дуралюмина получаются после 5—7 суток естественного старения¹.

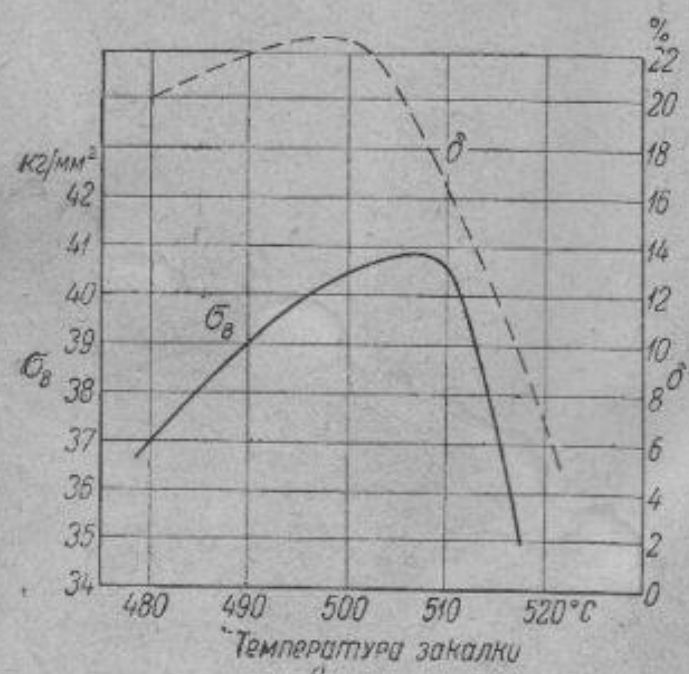
Малая коррозионная стойкость дуралюмина побудила искать различные меры к его защите от коррозии. Наиболее распространенным

способом является плакировка дуралюмина чистым алюминием².

Надлежащим образом плакированный дуралюмин обладает коррозионной устойчивостью чистого алюминия.

Толщина плакированного слоя по техническим условиям составляет 3—5% от толщины листа (или диаметра проволоки, или прутка). Естественно, что наличие на дуралюмине менее прочного слоя из чистого алюминия ухудшает свойство полуфабриката в целом, т. е. плакированный дуралюмин несколько менее прочен, чем неплакированный.

Свойства дуралюмина различных марок приводим в табл. 91.



Фиг. 461. Механические свойства дуралюмина (в закаленном и состаренном состоянии) в зависимости от температуры закалки.

Изготавливают различные элементы конструкции самолета — детали каркаса, шпангоуты, стрингеры, лонжероны, элероны, стойки, а также заклепки, воздушные винты и другие детали.

Термическая обработка состоит в закалке от $\sim 500^\circ$ в воде с последующим естественным старением. Отжиг производят при более низкой температуре, чем закалка ($340-370^\circ$) с охлаждением в печи или на воздухе.

Из дуралюмина Д6 и Д16 изготавливают те же детали, что и из Д1, но более высокие механические свойства у этих сплавов позволяют увеличить расчетные напряжения (примерно на 10%) и тем самым добиться облегчения веса конструкции.

Особо следует остановиться на таких деталях, у которых последней технологической операцией является пластическая деформация.

¹ При содержании кремния на верхнем пределе получаются наиболее высокие механические свойства при искусственном старении (при 150°). Однако искусственное старение ухудшает коррозионную устойчивость.

² Плакирование производится следующим образом. Литую дуралюминовую болванку обертывают алюминиевым листом и прокатывают ее в горячем состоянии. В процессе прокатки алюминий приваривается к дуралюминовой основе.

Плакированный дуралюмин часто называют алькледом.

Таблица 91

Механические свойства дуралюмина различных марок

Марки сплава	Состояние	Механические свойства				
		σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_{10} , %	ψ , %	H_B
Д1	Отожженный	21	11	18	—	45
	Закаленный и естественно состаренный	42	24	15	30	100
	Закаленный и естественно состаренный (плакированный)	38	22	18	—	100
Д16	Отожженный	21	11	18	55	42
	Закаленный и естественно состаренный	46	30	17	30	105
	Закаленный и естественно состаренный (плакированный)	42	28	18	—	105
Д3П	Отожженный	17	8	20	—	—
	Закаленный и естественно состаренный	34	21	20	40	80

Типичным примером такой детали является заклепка. Последней операцией является расклепывание заклепки, когда ею скрепляют отдельные элементы конструкции.

Так как дуралюминовую заклепку (из Д1) расклепывать в состаренном состоянии нельзя (из-за неизбежного появления в деформированной головке трещины), то обычно ставят заклепки в закаленном состоянии, но не позже, чем через 2—3 часа после закалки («в инкубационном периоде»)¹.

Заклепки приобретают соответствующие сплаву механические свойства уже в конструкции через 4—5 дней после того, как они были поставлены.

В некоторых случаях даже обычный дуралюмин (Д1) в закаленном состоянии является недостаточно пластичным. Тогда применяют дуралюмин пониженной прочности, но повышенной пластичности (Д3П). Заклепки из Д3П ставят в закаленном состоянии.

Если применяют дуралюмин с еще меньшим (чем у Д3П) содержанием меди, например, Д18, то заклепки из этого сплава расклепы-

¹ Если желательно иметь возможно больший интервал времени от момента закалки и временем постановки заклепок в конструкцию, то заклепки хранят в холодильнике (при —20 — —30°). Если же часть заклепок не успели поставить и они начали стареть, то вернуть им прежние свойства можно или перекаливая их или используя механизм возврата (т. е. помещая их на 2—3 минуты в среду с температурой 200—250°).

вают в состаренном состоянии. Поэтому для тех случаев, когда трудно производить закалку и вскоре вслед за тем ставить заклепки (например, ремонт в полевых условиях), целесообразно иметь запас заранее термически обработанных заклепок из этого сплава.

§ 10. Авиаль (сплавы, естественно не стареющие)

В тех случаях, когда необходимо иметь сплав, сколько угодно долго пребывающий в закаленном состоянии, т. е. стареющий только искусственно, следует применять сплавы, не содержащие меди (т. е. не имеющие в структуре таких фаз, как CuAl_2 , Al_2CuMg).

Алюминиевый твердый раствор, пересыщенный силицидом магния, стареет только при повышенных температурах; естественно не стареющими являются сплавы системы Al—Mg—Si (так называемые авиаль).

Состав и свойства авиалья приводятся в табл. 92.

Таблица 92

Состав и свойства сплава авиаль

Марка	Содержание элементов, % ¹		Состояние	Механические свойства				
	Mg	Si		σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_{10} , %	ψ , %	H_B
АВ	0,45—0,90	0,5—1,2	Отожженный	13	—	24	65	30
			Закаленный	22	12	22	50	65
			Закаленный и искусственно состаренный ²	33	28	12	20	95

Если сравнить свойства авиалья с дуралюмином (табл. 105), то свойства в термически обработанном состоянии у дуралюмина выше, но пластичность в отожженном (сравни значения ψ) выше у авиалья, поэтому сплав авиаль с успехом применяется для деталей, изготовляемых глубокой вытяжкой.

§ 11. Деформируемые легкие алюминиевые сплавы особо высокой прочности

Значительно более высокую прочность можно получить у алюминиевых сплавов, содержащих в качестве основных присадок медь, магний и цинк. Эти сплавы, исследованием которых усиленно занимались за последние 10 лет, обычно содержат медь в пределах от 0,5 до 3,0%, магний — от 1,5 до 4%, цинк — от 4 до 8%.

Из этой группы сплавов практически применяется сплав В95, содержащий 6% Zn; 1,8—2,8% Mg; 1,4—2,0% Cu; 0,2—0,6% Mn; 0,1—0,25% Cr. Сплав подвергается термообработке, заключающейся в

¹ Кроме перечисленных элементов сплав АВ содержит Mn или Cr ~ 0,4% (для повышения коррозионной устойчивости), Ti ~ 0,1% (для измельчения зерна). Содержание Cu, Fe, Zn и Ni ограничивается пределом Cu < 0,6%, Fe < 0,6%, Zn < 0,1%, Ni < 0,2%.

² Искусственное старение производится при 150—160° в течение 5—6 час. Для того чтобы получить наилучшие свойства, искусственное старение следует производить или сразу после закалки или через сутки после закалки.

закалке от 465—475° в воде с последующим искусственным старением при 120—140°. После такой термообработки получают следующие свойства:

неплакированный сплав: $\sigma_B = 65 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s = 60 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 8\%$, $H_B = 170$;
 плакированный сплав: $\sigma_B = 50 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_s = 45 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 10\%$, $H_B = 140$.

Как видно, прочность этого сплава значительно выше наиболее прочного из дуралюминов (Д16).

Более высокую прочность сплава алюминий — медь — магний — цинк, чем у дуралюмина, надо приписать повышенному содержанию в этом сплаве цинка, который упрочняет как твердый раствор (у отожженного сплава), так и образует новое, растворимое при нагреве под закалку, интерметаллическое соединение ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$). К недостаткам этого сплава надо отнести несколько меньшую пластичность, чем у дуралюмина обычного состава, худшие антикоррозионные свойства (при коррозии под напряжением).

§ 12. Алюминиевые сплавы, применяемые в кованом или штампованном виде

Ряд деталей из алюминиевых сплавов изготовляют путемковки (например лопасти винта). Помимо высоких механических свойств от сплава требуется и хорошая пластичность в горячем состоянии.

В таких случаях применяют или дуралюмин нормального состава (при применении дуралюмина в кованом или штампованном виде он обозначается через АК1) или другие сплавы, по составу близкие к дуралюмину (АК6, АК8). Состав этих сплавов и типичные для них механические свойства приводятся в табл. 93. Наиболее пластичным из перечисленных в табл. 93 сплавов является сплав АК5; из него изготовляются такие сложные штампованные детали, как картеры.

Несколько худшие свойства этих сплавов, чем у дуралюмина (это наглядно, если сравнить свойства аналогичных по составу сплавов Д1 и АК1,

Состав и свойства сплавов АК

Таблица 93

Марка сплава	Содержание элементов, %					Термообработка	Горячая обработка	Механические свойства		
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe			σ_B кг/мм ²	δ_{10} , %	H_B
АК1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	≤0,7	≤0,7	Закалка и естественное старение	Штамповка Поковка	38	10	90
АК6	1,8—2,0	0,4—0,8	0,4—0,8	0,6—1,2	≤0,6	Закалка и искусственное старение	Штамповка Ковка	36	8	90
АК8	3—5	0,3—0,7	0,5—1,1	0,5—1,1	≤1,0	Закалка и искусственное старение	Штамповка Ковка	34	7	95
АК5	0,2—0,6	0,5—0,8	0,15—0,35	0,6—1,2	≤0,8	Закалка и искусственное старение	Штамповка Поковка	46 44	10 8	— 130
								28	10	85
								30	12	85

табл. 91 и табл. 93) являются следствием более мелкозернистой структуры дуралюмина в листах, в трубах, профилях и тому подобных полуфабрикатах. Поведение этих сплавов в термообработке близко по своему характеру к дуралюмину, о чем говорилось выше.

Более грубая структура у сплавов АК требует больших выдержек при закалочных температурах. Лучшие свойства у этих сплавов получают обычно после искусственного старения.

§ 13. Жаропрочные алюминиевые сплавы

Ряд деталей, изготовляемых из алюминиевых сплавов, подвергается в работе воздействию высоких температур порядка 200—300° и (даже 350°). К таким деталям относятся поршень, головка цилиндра. Такие детали можно изготовлять как отливкой, так и штамповкой. От материала для таких деталей требуется не столько высокая механическая прочность при комнатной температуре, сколько высокая механическая прочность при рабочих температурах 200—300° (т. е. жаропрочность).

Разупрочнение сплава с повышением температуры связано с увеличением амплитуды колебания атомов в узлах кристаллической решетки. Разупрочняемость сплава зависит от состава. Введение в алюминий растворимых в нем элементов повышает жаропрочность сплава. Когда мы имеем дело с закаленными сплавами, то они разупрочняются с течением времени, вследствие выделения из твердого раствора различных фаз и их коагуляции.

Чем сложнее состав сплава и сложнее состав выделяющихся фаз, тем медленнее происходит разупрочнение сплава при высоких температурах. Поэтому жаропрочные сплавы (в этом параграфе мы рассмотрим лишь жаропрочные кующиеся сплавы) обычно имеют сложный химический состав и содержат в отличие от остальных алюминиевых сплавов специально вводимые присадки железа и никеля¹.

Состав жаропрочных сплавов, применяемых в отечественном авиамоторостроении, приводится в табл. 94.

Таблица 94

Состав жаропрочных алюминиевых сплавов (в %)

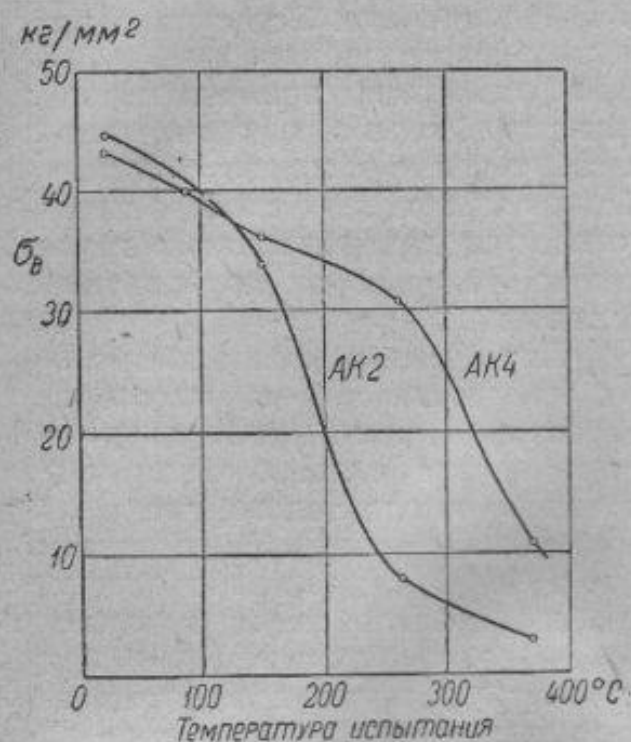
Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Ni	Fe	Si	Ti
АК2	3,5—4,5	0,4—0,7	≤0,2	1,8—2,3	0,5—1,0	≤0,8	—
АК2	1,9—2,5	1,4—1,8	≤0,2	1,0—1,5	1,1—1,6	≤0,8	0,05—0,12

На фиг. 462 приведена прочность этих сплавов (АК2, АК4) при различных температурах, а на фиг. 463 — твердость дуралюмина и жаропрочного сплава АК4 при повышенных температурах. Нетрудно видеть из последней диаграммы, что жаропрочный сплав имеет преимущество перед более простым по составу сплавом Д1. Однако это преимущество наиболее резко выражено в интервале температур 150—300°. При температурах выше 350—400° существенных отличий в свойствах у различных сплавов фактически не наблюдается.

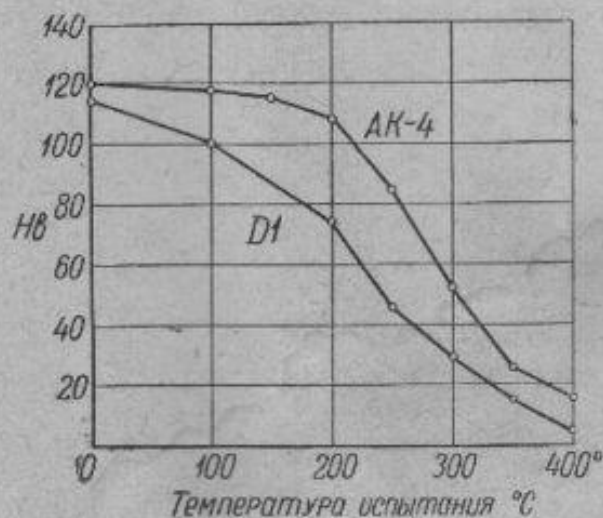
¹ Назначение железа и никеля, — повидимому, замедлить диффузионные процессы, вызывающие разупрочнение сплава при высокой температуре.

Термическая обработка жаропрочных кованных сплавов (АК2, АК4) состоит в закалке от 510—520° с последующим искусственным старением 15—20 часов при 160—180°¹.

Для поршневых сплавов важны также и некоторые физические свойства, желательно иметь максимальную теплопроводность, мини-



Фиг. 462. Свойства сплавов АК2 и АК4 при повышенных температурах (сплав АК2 после выдержки при температуре испытания, достаточной для стабилизации свойств). Сплав АК4 после выдержки при температуре испытания в течение 2 час.



Фиг. 463. Твердость различных алюминиевых сплавов при повышенных температурах (Масленников).

мальный коэффициент трения, минимальный удельный вес. Некоторые физические свойства сплавов АК2 и АК4 приводятся в табл. 95.

Таблица 95

Физические свойства жаропрочных алюминиевых сплавов

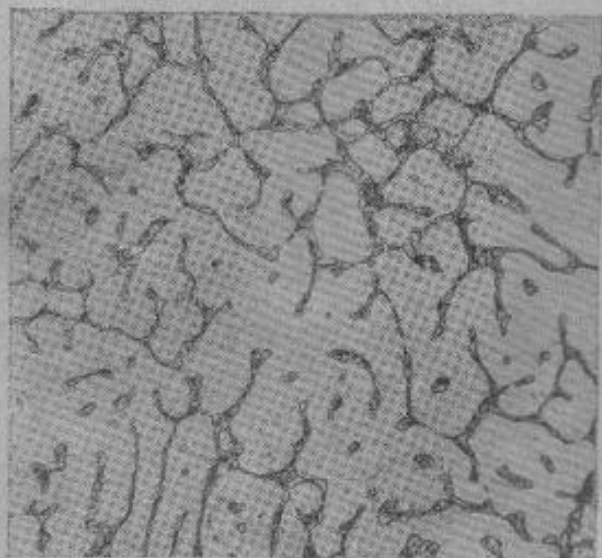
Марка сплава	Физические свойства		
	γ — удельный вес	α — коэффициент линейного расширения в интервале 20—400°	λ — теплопроводность м. кал/см сек °С
АК2	2,80	22 · 10 ⁻⁶	0,37
АК4	2,80	22 · 10 ⁻⁶	0,40

¹ Так как условия работы сплава для поршней таковы, что разогрев до температур 200—250° неизбежен, то во избежание возможных при этом структурных изменений и связанных с этим объемных изменений следует рекомендовать стабилизирующий отпуск при более высокой температуре, чем отпуск при 160—180°. То, что при этом произойдет разупрочнение сплава, не является уже столь важным, так как разупрочнение (против максимальных механических свойств) все равно неизбежно при работе поршня.

§ 14. Силумины

Под группой алюминиевых сплавов, называемых силуминами, подразумевают сплавы с высоким содержанием кремния. Эти сплавы применяют только в литом виде, и силумины являются наиболее распространенными литейными алюминиевыми сплавами, применяемыми в авиастроении. Кроме силуминов в качестве литейных алюминиевых сплавов применяют, правда, реже, сплавы с медью и сплавы с магнием.

Существует ряд общих для литейных алюминиевых сплавов характеристик, вне зависимости от того, относится данный сплав к группе силуминов или к другим типам сплавов.



Фиг. 464. Структура алюминиевого сплава для литья (12% Si, остальное Al). $\times 200$.

Литейные алюминиевые сплавы относительно более высоко легированы, чем деформируемые алюминиевые сплавы. Содержание примесей в них таково, что в литом сплаве образуется эвтектика (фиг. 464). Образование эвтектики, как правило, ведет к повышению жидкотекучести, повышает плотность отливки, увеличивает сопротивление сплава усадочным напряжениям, т. е. улучшает литейные свойства. Эти свойства тем лучше, чем больше в сплаве эвтектики, и чисто эвтектические сплавы обладают наилучшими литейными свойствами. Однако у большинства систем (Al—Cu, Al—Mg и др.) ме-

ханические свойства сплавов с эвтектической концентрацией совершенно неудовлетворительные и о применении таких сплавов не может быть и речи. Исключение составляет система Al—Si. Эвтектика в этой системе образуется при сравнительно малом содержании кремния¹, и механические свойства эвтектических сплавов (в особенности после модифицирования) оказываются достаточно высокими. Это обстоятельство, т. е. сочетание высоких литейных и механических свойств, обеспечило силумину особенно широкое применение.

Успеху в области применения литейных алюминиевых сплавов способствовал ряд моментов. Техника отливки за последние годы сделала большой шаг вперед. Сейчас технически осуществима отливка весьма сложных по конфигурации и больших по габариту изделий. Отливка производится с большой точностью, зачастую без припусков на механическую обработку (прецизионное литье, литье в постоянные формы и литье под давлением). Плотность литого металла приближается к плотности деформированного, что достигается применением кристаллизации под давлением и рядом других усовершенствований.

Применение термической обработки литых деталей из алюминиевых сплавов существенно улучшает механические свойства этих сплавов. Одновременно повышение предела прочности и относительного удлинения вдвое после термической обработки является обычным для

¹ При 11,6% Si, тогда как эвтектика в системе Al—Cu при 33% Cu и в системе Al—Mg при 34,5% Mg (см. соответствующие диаграммы фиг. 413, 417, 437).

литейных алюминиевых сплавов. Упрочнение литых алюминиевых сплавов достигается закалкой с последующим искусственным старением.

Термическая обработка алюминиевых литых сплавов по сравнению с деформированными имеет ряд особенностей, что объясняется различием в химическом составе, а также тем, что у литых сплавов более грубая и крупнозернистая структура, чем у деформированных.

Температура нагрева под закалку у литых сплавов обычно несколько выше, чем у деформированных, и выдерживать отливки на этой температуре надо более длительное время. Это диктуется необходимостью растворить грубые интерметаллические соединения, расположенные часто по границам зерна, и обеспечить выравнивание концентрации по всему объему зерна¹.

Сплав закалывают в воде; во избежание образования трещин воду подогревают, так как остаточные литейные напряжения могут суммироваться с термическими.

Литые сплавы почти не стареют естественно, и максимальную прочность сплав получает после искусственного старения в течение 10—20 часов при 150—180°.

Упрочнение алюминиевых сплавов объясняется так же, как и деформированных, растворением интерметаллических соединений CuAl_2 , Mg_2Si фазы S, Al_3Mg_2 и др. с получением в закаленном состоянии пересыщенного твердого раствора. Одновременное повышение после термообработки и прочности и вязкости объясняется растворением этих соединений, присутствующих до термообработки в литом состоянии по границам зерна. Поэтому в ряде случаев уже только одна закалка без старения резко улучшает механические свойства. Старение обычно еще больше повышает прочность, но пластичность при этом часто снижается.

Бинарные алюминневокремнистые и вообще высококремнистые сплавы почти не упрочняются в результате закалки и старения, но механические свойства этих сплавов при помощи особой обработки в жидком состоянии можно существенно повысить. Обычный силумин содержит 12—13% Si и по структуре является заэвтектическим сплавом. На фоне грубой эвтектики $\text{Al}+\text{Si}$ у этого сплава видны включения первичного кремния (фиг. 465,а). Но если перед самой отливкой ввести в сплав самое незначительное количество натрия или некоторых других веществ (например, $\frac{2}{3}\text{NaF} + \frac{1}{3}\text{NaCl}$), то структура меняется кардинальным образом. Сплав становится доэвтектическим, структура его состоит из светлых первичных выделений алюминия и мелкозернистой эвтектики (фиг. 465,б).

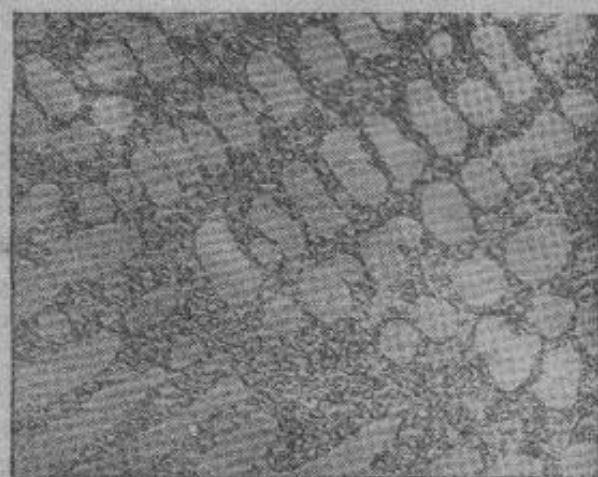
Ведение модификатора (т. е. указанных выше веществ в количестве до 1% от веса жидкого сплава) затрудняет кристаллизацию кремния. В результате температура выделения кремния и кристаллизации эвтектики понижается (см. схему фиг. 466). Кристаллизация эвтектики происходит при более низких температурах, и, следовательно, продукты кристаллизации становятся более мелкозернистыми. Заэвтектический сплав с 12—13% Si, как показано на фиг. 466, в результате смещения линии начала кристаллизации кремния и кристаллизации эвтектики к более низкой температуре становится доэвтектическим.

¹ Литые детали выдерживают на температуре закалки от 2 до 20 часов, тогда как аналогичные по размерам детали из деформированных сплавов должны были бы быть нагреты на 10—20° ниже и выдержаны на температуре закалки несколько десятков минут.

Измельчение структуры и отсутствие первичных выделений хрупкого кремния вызывают улучшение механических свойств. Так,



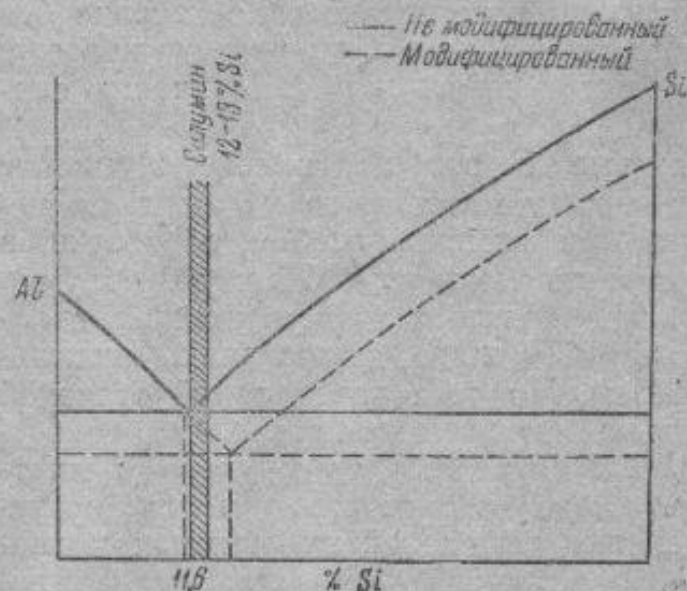
а



б

Фиг. 465. Структура сплава силумин:
а — немодифицированный; б — модифицированный. $\times 100$.

немодифицированный сплав с 13% Si имеет $\sigma_B = 14 \text{ кг/мм}^2$ при $\delta = 3\%$. При модифицировании свойства этого сплава следующие: $\sigma_B = 18 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 8\%$.



Фиг. 466. Схема влияния модификаторов на кристаллизацию в системе Al—Si.

специальные силумины — доэвтектические силумины 4—10% Si с добавками меди, магния и марганца¹.

¹ Высокие механические свойства имеют в литом виде сплавы типа дуралюмин (с 4—5% Си, так называемый сплав АЛ7) или сплавы У (АК2). Предел прочности у этих сплавов в литом и термически обработанном виде получается не меньше 30 кг/мм^2 при $\delta = 3\%$. Но литейные свойства этих сплавов низки ввиду очень малого количества эвтектики в литом состоянии. Лучшие литейные качества силуминов и других литейных сплавов обеспечиваются наличием, значительного количества эвтектики (кристаллизация основного объема сплава происходит при постоянной температуре), но именно из-за присутствия хрупкой эвтектики механические свойства литейных сплавов ниже, чем сплавов деформируемых, даже в литом виде.

Бинарные алюминиево-кремниевые сплавы, несмотря на их превосходные технологические (литейные) свойства, не могут во всех случаях удовлетворить требованиям, предъявляемым к литейным сплавам в отношении механических свойств. Алюминиево-кремниевые сплавы с 11—13% Si применяются для отливок сложной формы, от которых не требуются высокие механические свойства (детали авиаколес, вооружения, приборов). При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют

Состав применяемых в авиационной промышленности силуминов и типичные для них механические свойства в разных состояниях приведены в табл. 96.

Все специальные силумины содержат меньше кремния, чем нормальный силумин, следовательно, больше удалены от эвтектической концентрации, содержат меньше эвтектики в структуре и обладают несколько худшими литейными свойствами. Наличие в этих сплавах присадок меди и магния ведет к образованию соединений CuAl_2 и Mg_2Si и четверного соединения Al-Cu-Mg-Si (так называемая W-фаза). Все эти фазы являются упрочнителями, они ответственны за упрочнение сплава в результате термообработки. Механические свойства специальных силуминов в результате термообработки¹, как видно из табл. 96, находятся в пределах $\sigma_B = 20-25 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 1-6\%$, т. е. существенно ниже механических свойств деформированных сплавов. Это является следствием более грубой структуры, не раздробленной пластической деформацией.

Применение литых сплавов для нагруженных деталей целесообразно лишь в том случае, когда сложная форма литой детали дает выгоды в весе против простой по форме ковкой детали или когда ковкой не удастся получить заданной формы изделия.

Перечисленные в табл. 96 сплавы применяются для изготовления разнообразных литых деталей в самолето- и моторо-

¹ Обычная термообработка литых сплавов состоит в нагреве под закалку до $530-535^\circ$, выдержке при этой температуре 4-6 часов, закалке в воду, искусственном старении при $160-180^\circ$ в течение 5-10 часов.

Таблица 96

Состав и свойства силуминов

Марка	Содержание элементов, %					Механические свойства			
	Si	Cu	Mg	Mn	Состояние	σ_B кг/мм ²	σ_S кг/мм ²	δ , %	H_B
АЛ2	11-13	—	—	—	Литой в землю, модифицированный	18	8	6	55
АЛ4	9-10,5	—	0,17-0,3	0,25-0,5	Литой в землю, модифицированный, закаленный, искусственно состаренный	26	20	4	70
АЛ5	4,5-5,5	1-1,5	0,35-0,6	0,2-0,5	Литой в землю, закаленный, искусственно состаренный	22	18	0,8	80
АЛ9	6,5-7,5	—	0,2-0,4	—	То же	20	11	6	55
АЛ10	4,5-5,5	1,8-2,4	0,3-0,6	0,7-1,1	То же	24	19	1	85

строении (авиаколеса, тормозные колодки, детали вооружения, агрегатов, приборов).

Поршни авиадвигателя изготавливаются ковкой, но в некоторых случаях раньше применяли и литые поршни. Головки цилиндра отливают. Эти детали испытывают нагрев при работе. Специальные силумины (АЛ4, АЛ5 и АЛ10) применяются для этих целей, так как при 300° обладают достаточно высокими свойствами ($\sigma_B \approx 15-20 \text{ кг/мм}^2$; $\delta \approx 3-5\%$)¹.

§ 15. Магналий

В тех случаях, когда от литого сплава требуются высокие механические свойства, приходится применять сплавы без эвтектической составляющей в структуре (или почти без эвтектической составляющей), и примириться с худшими литейными свойствами. Тогда применяют алюминиево-медный сплав с 4—5% Cu (АЛ2), но лучше применять алюминиево-магний-содержащий сплав магналий, содержащий 10% Mg.

В этом сплаве содержание магния значительно ниже предельной растворимости при эвтектической температуре (см. выше систему Al—Mg, фиг. 437) и сплав в литом, неравновесном состоянии почти не содержит эвтектики. Механические свойства этого сплава по сравнению с другими литейными сплавами очень высокие (табл. 97).

Таблица 97

Состав и свойства сплава магналий

Марка	Содержание элементов, %				Состояние	Механические свойства			
	Mg	Cu	Fe	Si		σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ , %	H_B
АЛ8	9,5—11,5	≤0,1	≤0,3	≤0,25	Литой в землю, термообработанный	30	17	12	70

Низкий удельный вес ($\gamma = 2,55$), ниже, чем у чистого алюминия, высокое сопротивление коррозии в сочетании с высокими механическими свойствами обеспечили широкое применение этого сплава для изделий сравнительно несложной конфигурации, работающих в условиях ударных нагрузок и повышенных коррозионных воздействий².

Как видно из диаграммы Al—Mg, сплав с 10% Mg может быть подвержен упрочняющей термообработке.

Практически производится лишь закалка деталей из этого сплава (температура закалки 430°, с выдержкой до 20 часов). Назначение закалки — гомогенизировать структуру и повысить пластичность и коррозионную стойкость. После закалки сплав естественно не стареет, искусственное старение производить не рекомендуется, так как при некотором повышении прочности происходит существенное снижение пластичности и коррозионной стойкости, т. е. ухудшение главных свойств этого сплава.

ЛИТЕРАТУРА

- А. Бочвар, *Металловедение*, Металлургиздат, 1945.
 Н. Беджен, *Термическая обработка алюминия и его сплавов*, ОНТИ, 1935.
 С. М. Воронов, *Процессы упрочнения сплавов алюминий—магний—кремний и их новые промышленные композиции*, Оборонгиз, 1946.
 Фусс, *Металлография алюминия и его сплавов*, Металлургиздат, 1942.

¹ Для этих же целей можно применить в литом виде сплав У (АК-2). В этом случае его маркируют АЛ2.

² Применяется сплав АЛ8 в самолетостроении для изготовления таких деталей, как стыковые узлы шасси, вилки хвостовых колес, баранки штурвалов.

ГЛАВА XX МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

§ 1. Магний

Магний — элемент, имеющий 12-й порядковый номер в системе элементов. Малый атомный вес (24,32) и большой атомный радиус ($r_{Mg} = 1,60 \text{ \AA}$) обуславливают малый удельный вес магния. Удельный вес магния 1,75 — меньше, чем у других металлов, имеющих промышленное значение¹.

Поскольку алюминиевые сплавы, имеющие удельный вес 2,7—2,9, называются легкими, то сплавы магния с удельным весом около 1,8 называются ультралегкими. Магний, как и алюминий, обладает большой теплоемкостью (0,27 кал.), скрытой теплотой плавления и электропроводностью ($23,0 \cdot 10^4 \text{ ом/см}$), невысокой температурой плавления (650°) и кипения (1120°).

Магний обладает небольшой прочностью и пластичностью. Последнее является следствием того, что магний кристаллизуется в гексагональной системе, которая в отличие от кубической имеет не несколько, а только одну плоскость скольжения² (см. выше стр. 133). (Параметры гексагональной решетки магния: $a = 3,202 \text{ \AA}$; $c = 5,199 \text{ \AA}$; $\frac{c}{a} = 1,625$).

Представление о механических свойствах магния дает табл. 98.

Магний и его сплавы неустойчивы против коррозии.

Магний относительно коррозионноустойчив лишь в сухой атмосфере. В отличие от алюминия, пленка окиси магния не так прочна, как пленка окиси алюминия, и не предохраняет от коррозии внутренние слои. В условиях влажной атмосферы, морской и речной воды, магний химически неустойчив. При повышении температуры магний интенсивно окисляется и даже самовоспламеняется. Воспламенение магния возможно и при обычной температуре, если он находится в виде тонкой стружки, пыли и т. д. (при большой окисляющейся поверхности).

Магний применяется как составная часть сплавов, как раскислитель и для пиротехнических целей.

Невысокие механические свойства исключают возможность применения магния как конструкционного материала, однако если бы удалось повысить путем легирования или иным способом механические свойства магниевых сплавов до $\sigma_B = 30 \text{ кг/мм}^2$, тогда удельная проч-

Таблица 98

Механические свойства магния

Состояние	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ , %	H_B
Литой	3	2	2	35
Деформированный	18	6	5	30

¹ Имеют меньший, чем магний, атомный вес металлы IA группы: Li — 0,53; Na — 0,97; K — 0,86 и близкие к магнию элементы IIA группы: Be — 1,85; Ca — 1,55.

Промышленного применения, как основа соответствующих сплавов, эти металлы не имеют.

² Поэтому магний и его сплавы прокатываются только в горячем состоянии.

ность такого сплава была бы даже выше, чем у стали с $\sigma_B = 120 \text{ кг/мм}^2$ или у алюминиевого сплава с $\sigma_B = 42 \text{ кг/мм}^2$

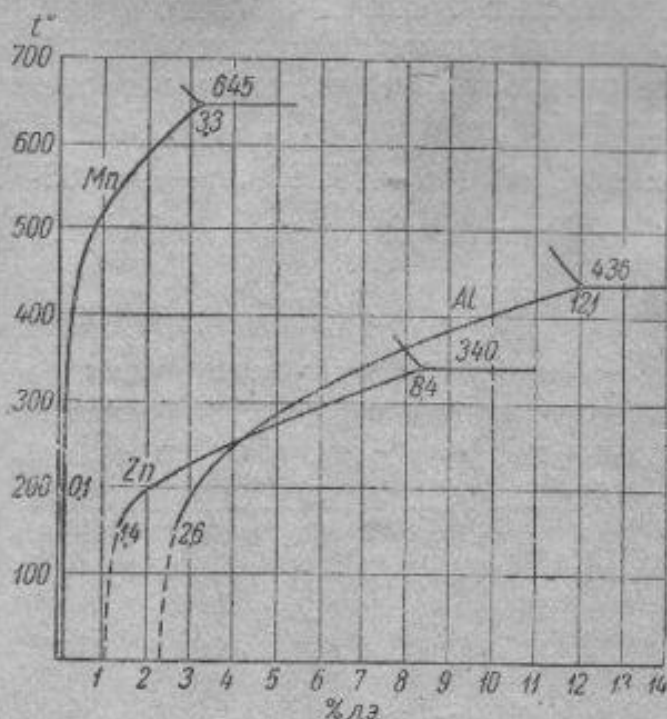
$$\left(\frac{30}{1,8} = 16,6; \frac{120}{7,8} = 15,4; \frac{42}{2,8} = 15,0 \right).$$

В действительности современные магниевые сплавы обладают пределом прочности 24—26 кг/мм^2 , и удельная прочность этих сплавов близка к удельной прочности высококачественной стали и к алюминиевым сталям.

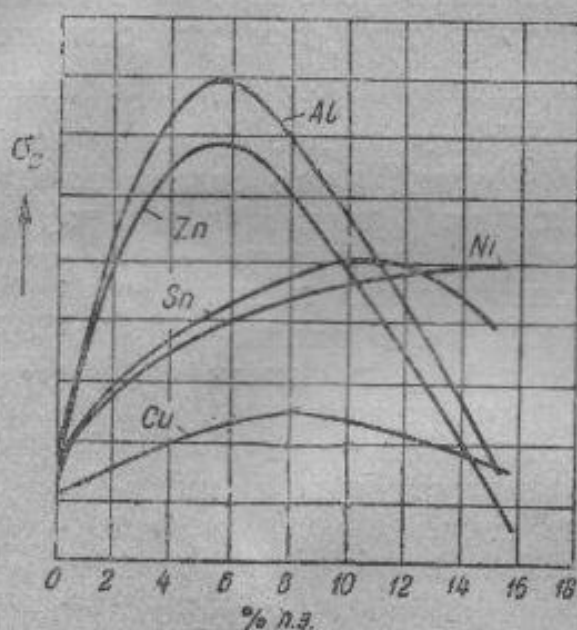
В том случае, если будут найдены магниевые сплавы с пределом прочности более 30 кг/мм^2 , они, безусловно, получат широкое применение. В настоящее время замена магниевыми сплавами стали и алюминиевых сплавов не дает эффекта в отношении экономии веса¹.

§ 2. Магниевые сплавы

Наибольшей растворимостью в магнии обладают цинк, кадмий, алюминий. Цинк и кадмий имеют такую же, как и магний, гексагональную решетку, алюминий расположен рядом в периодической си-



Фиг. 467. Кривые растворимости различных элементов в магнии.



Фиг. 468. Влияние различных элементов на предел прочности бинарных сплавов магния.

стеме и имеет близкие атомные размеры. Остальные применяемые в технике металлы малорастворимы в магнии. Большинство элементов дают с магнием промежуточные интерметаллические соединения (например Al образует с магнием соединения Al_2Mg_3 и Mg_3Al_2) и ограниченные твердые растворы с уменьшающейся с понижением температуры растворимостью.

Линии предельной растворимости некоторых элементов в магнии, а также температура образования эвтектик показаны на фиг. 467.

¹ За исключением тех случаев, когда по конструктивным соображениям сечение не может быть взято меньше определенного размера и напряжения в сечении оказываются небольшими. Применение в этих случаях высокопрочных материалов оказывается явно нецелесообразным, и магниевые сплавы оказываются вне конкуренции по сравнению с другими металлическими сплавами, но уступают дереву и пластмассам.

Введение в магний различных элементов упрочняет его, причем более активно влияют алюминий и цинк (фиг. 468). Поэтому современные магниевые сплавы содержат в качестве легирующих присадок главным образом эти элементы.

Изменяющаяся растворимость ряда элементов в магнии с изменением температуры позволяет применить к магниевым сплавам, содержащим достаточное количество этих элементов, упрочняющую термообработку. Из фиг. 467 следует, что такая термообработка возможна при содержании алюминия не менее 2,6% или цинка не менее 1,4%. Однако заметное упрочнение достигается лишь при содержании 8—10% алюминия или 6—7% цинка. Следует отметить, что ввиду медленности диффузионных процессов в магниевых сплавах, обусловленных наличием гексагональной решетки твердого раствора, возможна воздушная закалка сплава и необходимо искусственное старение с длительной выдержкой.

Так, для сплава, содержащего 8—10% Al, установлен такой режим термообработки: нагрев под закалку до 405—415°, выдержка при этой температуре 10—20 час., закалка на воздухе и искусственное старение в течение 16 час. при 175°.

Следует отметить, что термическая обработка не имеет для магниевых сплавов столь большого значения, которое она имела для алюминиевых сплавов, так как технически применяемые магниевые сплавы содержат меньше Al и Zn, чем указано выше, при которых термообработка вызывает заметное упрочнение. Увеличить содержание Al и Zn (первого сверх 8%, второго сверх 2%), чтобы получить упрочняемый путем термообработки сплав, нерационально ввиду низкой пластичности такого сплава.

Как указывалось, алюминий и цинк являются основными легирующими элементами магниевых сплавов. Но кроме этих двух металлов, являющихся, как правило, неизменными компонентами технических магниевых сплавов, в магниевых сплавах, обычно в небольшом проценте, присутствуют и другие элементы. Почти во всех магниевых сплавах присутствует марганец в количестве до 0,3—0,5% (за исключением чистых магниевомарганцовых сплавов, содержащих более высокий процент марганца, имеющих также техническое применение). Марганец, как и в алюминиевых сплавах, повышает устойчивость сплава против коррозии, а также способствует измельчению зерна.

Бериллий, вводимый в количестве 0,01—0,03% во многие технические магниевые сплавы, создает окисную пленку на жидком металле и предохраняет жидкий металл от горения при разливке, что облегчает одну из неприятных сторон производства магниевых сплавов. Имеются указания, что аналогичное влияние оказывает добавка серебра.

Введение в сплавы магния титана (0,2—0,4%) или селена (~0,5%) вызывает измельчение зерна, что способствует повышению пластичности сплава.

Железо, кремний, никель, медь, присутствующие в обычных технических магниевых сплавах, являются случайными примесями, не влияющими положительно на механические и технологические свойства, и содержание их лимитируется техническими условиями; обычно сумма примесей не выше 0,8—1,0%¹.

¹ Из перечисленных элементов железо резко снижает коррозионную стойкость сплава.

Ультралегкие магниевые сплавы имеют различные названия: «электрон» (европейское название), «доуметалл» (американское название). Советские марки магниевых сплавов маркируются буквами МА, затем следует цифра, показывающая условно порядковый номер сплава.

§ 3. Деформируемые магниевые сплавы

Состав и свойства магниевых сплавов, применяемых в виде проката или пресованных профилей в отечественном самолето- и моторостроении, приведены в табл. 99.

Таблица 99

Состав и механические свойства деформируемых магниевых сплавов

Марка	Химический состав, %					Механические свойства			
	Al	Zn	Mn	Be	Ti	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ , %	H_B
МА1	—	—	1,3—2,5	—	—	21	12	8	45
МА2	3,0—4,0	0,3—0,7	0,1—0,4	—	—	26	16	10	55
МА3	6,0—7,0	0,8—1,2	0,2—0,5	0,01—0,03	0,2—0,4	28	18	10	65

По свойствам сплав МА1 близок к чистому магнию, так как марганец почти не упрочняет магния. Однако этот сплав ввиду высокого содержания марганца из всех остальных магниевых сплавов наиболее коррозиестойчив. Применяется сплав МА1 для малонагруженных деталей в самолето- и моторостроении. Ввиду хорошей свариваемости из сплава МА1 целесообразно изготовлять сварные баки.

Сплав МА2 при меньшей коррозионной устойчивости обладает более высокой прочностью, чем сплав МА1. Этот сплав обладает также высокой пластичностью в нагретом состоянии, что позволяет ковать и штамповать детали сложной формы. Из этого сплава изготовляют крыльчатки, рычаги, кронштейны и т. д.

Сплав МА3 хотя обладает лучшими, чем остальные два сплава, механическими свойствами, тем не менее в настоящее время не применяется, так как обнаружено, что он склонен к коррозионному растрескиванию¹.

§ 4. Литейные магниевые сплавы

Состав магниевых сплавов, применяемых для отливок, и механические свойства их приведены в табл. 100.

Для литейных магниевых сплавов, как и для алюминиевых, по сравнению с деформируемыми сплавами, характерно большее содержание легирующих элементов, что обеспечивает получение эвтектической структуры в отливке в случае неравновесной кристаллизации при литье. Как мы видели на примере с алюминиевыми литейными сплавами, окончание кристаллизации при постоянной температуре обеспечивает лучшее заполнение формы и образование концентрированной

¹ Об этом явлении см. раздел, посвященный латуни, в следующей главе.

усадочной раковины. Следовательно, наличие эвтектической составляющей обеспечивает в магниевых сплавах лучшую заполняемость формы,

Таблица 100

Состав и механические свойства литейных магниевых сплавов

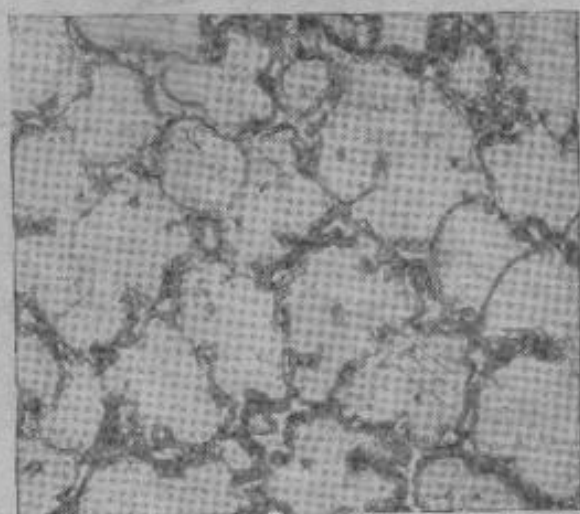
Марка	Химический состав, %			Механические свойства ¹			
	Al	Zn	Mn	σ_B кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	δ_{10} , %	H _B
МА4	5—7	2—3	0,15—0,5	24	10	7	60
МА5	7,5—9,3	0,2—0,8	0,15—0,5	24	10	5	60
МА6	9,5—10,5	—	0,1—0,3	28	12	3	80

но не позволяет производить обработку давлением, а также ухудшает механические свойства, в особенности пластичность. Если эвтектика эта получилась в результате неравновесного процесса кристаллизации, то длительной выдержкой в районе температур существования гомогенного твердого раствора можно добиться растворения интерметаллических соединений как вторичного, так и «эвтектического» происхождения. Такая длительная обработка называется гомогенизацией и производится с целью устранения эвтектической составляющей для повышения механических свойств. Обычно режим гомогенизации заключается в длительной выдержке (10—20 часов) при $\sim 400^\circ$ с последующим охлаждением на воздухе.

Влияние гомогенизации на механические свойства таково: сплав МА4 имеет в литом виде до термообработки $\sigma_B = 20$ кг/мм² и $\delta = 3\%$, после же гомогенизации $\sigma_B = 24$ кг/мм² и $\delta = 7\%$.

Структура сплава МА4 в литом негомогенизированном состоянии приводится на фиг. 469. В структуре видны, кроме основного фона неоднородного твердого раствора (обладающего разной травимостью), светлые первичные включения второй фазы, образовавшиеся в результате неравновесной эвтектической кристаллизации.

Все перечисленные в табл. 100 сплавы лежат за границей растворимости при комнатной температуре. Так как воздушное охлаждение ведет к получению пересыщенного твердого раствора (ввиду малой скорости диффузионных процессов в магнии), то искусственным старением можно несколько повысить прочность и твердость, но одновременно уменьшается и пластичность (поэтому обычное состояние сплава в деталях — гомогенизированное, без искусственного старения). Так, на-

Фиг. 469. Структура сплава МА4. $\times 100$.

¹ Приводятся типичные механические свойства для гомогенизированного состояния литого сплава.

пример, в сплаве МА4 после гомогенизации и искусственного старения (16 часов при 175°) $\sigma_B = 25 \text{ кг/мм}^2$, $H_B = 65$, но $\delta = 2-3\%$ или в сплаве МА5 $\sigma_B = 25 \text{ кг/мм}^2$; $H_B = 70$, а $\delta = 2\%$.

Из приведенных в табл. 100 данных о составе и свойствах сплавов МА4, МА5 и МА6 должно следовать, что увеличение легированности, т. е. когда мы переходим от сплава МА4 к МА5 и МА6, увеличивается количество эвтектической составляющей, что улучшает литейные свойства, но одновременно снижаются механические свойства, в особенности показатели пластичности. Поэтому сплав МА4, обладая в общем лучшими механическими свойствами, чем остальные сплавы, но худшими литейными, идет на изготовление деталей более простой формы, а сплав МА5 ввиду лучших литейных свойств — на изготовление деталей более сложных форм.

Практически оба сплава взаимно заменяют друг друга и из них изготавливаются тормозные барабаны, штурвалы, кронштейны, педали управления, литые детали автопилота и других авиаприборов.

Сплав МА6 хотя и обладает лучшими литейными свойствами, но ввиду значительно меньшей пластичности и вязкости детали из него более хрупки и менее надежны в работе и поэтому применения этот сплав сейчас не имеет.

ЛИТЕРАТУРА

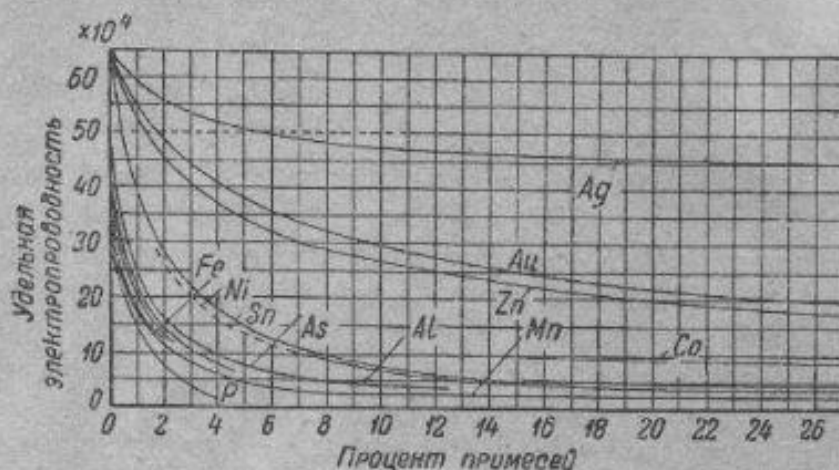
- Я. Е. Афанасьев. Магниево-алюминиевые сплавы. ОНТИ НКТП, 1937.
А. Лугаськбв. Отливка магниевых сплавов. Оборонгиз, 1942.

ГЛАВА XXI

МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

§ 1. Медь

Чистая медь обладает рядом ценных технических свойств: высокая пластичность и способность к пластическим деформациям, высокая электро- и теплопроводность, малая окисляемость — все это обусловило



Фиг. 470. Влияние примесей на электропроводность меди.

широкое применение меди. Кроме того, медь является основой важнейших сплавов — латуни и бронзы.

Удельный вес чистой меди 8,9. Температура плавления 1083° . Электропроводность $0,65 \text{ м/мм}^2$.

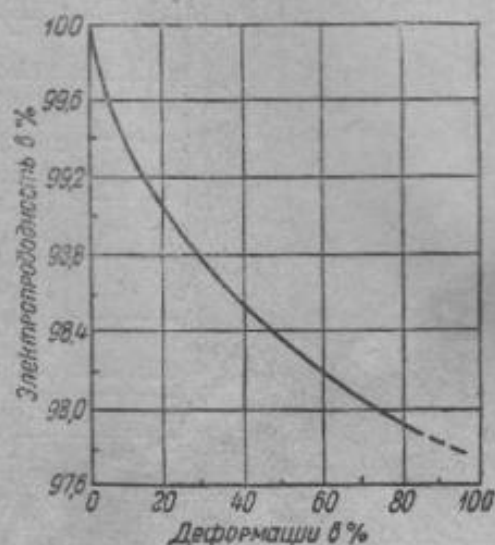
Все примеси понижают электропроводность меди, как это явствует из фиг. 470.

Наклеп также понижает электропроводность меди (фиг. 471). Поэтому если не требуется от провода механических свойств, то применяется отожженная медь, для подвесных проводов — нагартованная или с небольшими добавками активных упрочнителей меди (например, сплав меди с 1% Cd имеет предел прочности в три раза более высокий, чем у чистой меди и электропроводность, равную 80% от чистой меди).

Механические свойства чистой меди приводятся в табл. 101.

Таблица 101

Механические свойства меди		
Состояние	Механические свойства	
	σ_B кг/мм ²	δ , %
Литая	15—20	15—25
Прокатанная и отожженная	25—27	40—50
Нагартованная	до 40—43	1—2



Фиг. 471. Влияние наклепа на электропроводность меди (Эдикс).

Путем электролиза удается получать медь весьма высокой чистоты. Для научных целей можно приготовить медь 99,999% чистоты, но техническая медь обычной чистоты содержит 0,1—0,5% примесей (табл. 102).

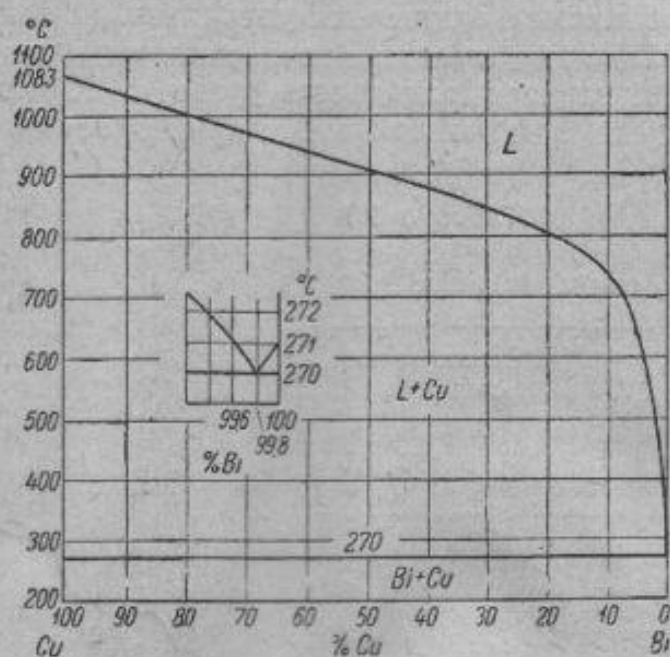
Таблица 102

Марки технической меди и их состав

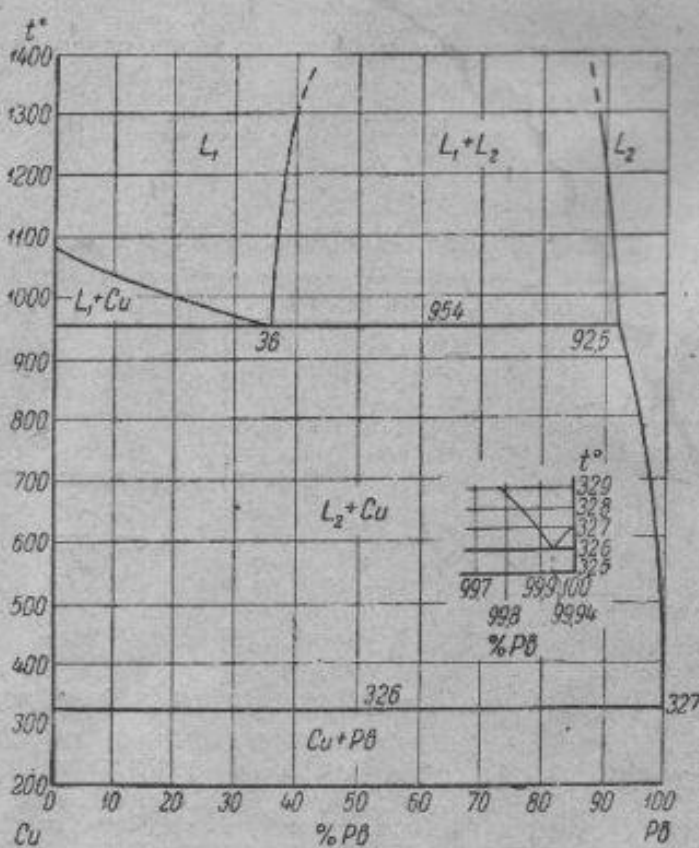
Марка	Cu, %	Примеси, не более			Назначение
		Bi	Pb	$\Sigma_{\text{прим.}}$	
M1	99,9	0,002	0,005	0,1	Прокладки, уплотнительные кольца трубки маслопроводов, шайбы, заглушки, электропровода
M2	99,7	0,002	0,01	0,3	
M3	99,5	0,003	0,05	0,5	

Вреднейшими примесями меди являются висмут и свинец. И тот и другой элемент почти нерастворимы в меди и образуют легкоплавкую эвтектику при 99,8% Bi (фиг. 472) и 99,94% Pb (фиг. 473).

Кристаллизация сплавов меди с висмутом и свинцом фактически заканчивается при температурах плавления этих металлов (соответственно при 270 и 327°), а структура сплава состоит из меди + висмут или свинец. Последние расположены вокруг ранее выделившихся кристаллов меди. Нагрев до температур выше температур плавления этих металлов вызовет разъединение зерен меди. Прокатка такого сплава невозможна, сплав является красноломким. Тысячные доли процента

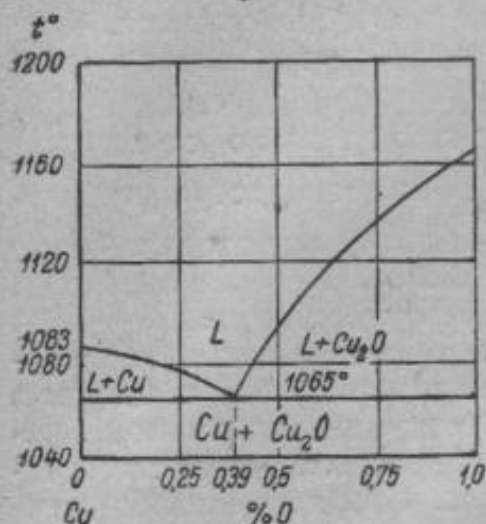


Фиг. 472. Диаграмма состояния медь—висмут.

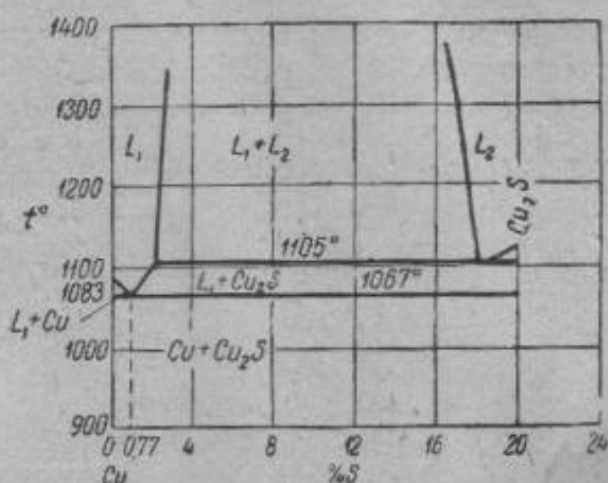


Фиг. 473. Диаграмма состояния медь—свинец.

висмута вызывают краснотомкость меди. Аналогичное действие вызывает свинец при наличии его в сотых долях процента.



Фиг. 474. Диаграмма состояния медь—кислород.



Фиг. 475. Диаграмма состояния медь—сера.

Сера и кислород также нерастворимы в меди, но медь образует с сульфидом и оксидом эвтектики, богатые медью (содержащие соответственно 0,39% O или 0,77% S, фиг. 474 и 475) и плавящиеся при высоких температурах (1065° и 1067°) выше температур горячей обработки меди. Поэтому ни кислород, ни сера при небольших их содержаниях не вызывают краснотомкости.

В литой меди эвтектика Cu+Cu₂O имеет точечный характер и располагается по границам зерен, но после обработки давлением эвтектика разрушается, и в деформированной меди кислород присутствует в виде обособленных включений закиси меди (фиг. 476)¹.

§ 2. Сплавы меди с цинком (латуни)

Практическое применение имеют сплавы с содержанием цинка до 45%², которые называются латунями.

Диаграмма состояния Cu—Zn показана на фиг. 477. Сложная, на первый взгляд, диаграмма фактически составлена из пяти простых пе-



Фиг. 476. Включения Cu₂O в прокатанной меди. (Шлиф не травлен.) ×200.

¹ Медь, содержащая кислород, подвержена при нагреве так называемой «водородной болезни». Если нагревать медь в среде, содержащей водород (например, продукты неполного сгорания жидкого топлива), то происходит диффузия водорода в медь и протекает реакция восстановления закиси меди



Пары воды вызывают сильное давление, и возможно образование трещин.

² Также и цинковые сплавы с содержанием меди до 5% имеют практическое применение для литья под давлением различных ответственных изделий. В авиационном строительстве эти сплавы не применяются и поэтому в настоящем курсе рассматриваться не будут.

ритектических диаграмм. В твердом состоянии возможно образование у сплавов меди и цинка 6 следующих фаз.

α -твердый раствор цинка в меди. Растворимость цинка в меди при комнатной температуре равна 39%, не меняется практически до 453° и убывает до 32% при 905°.¹

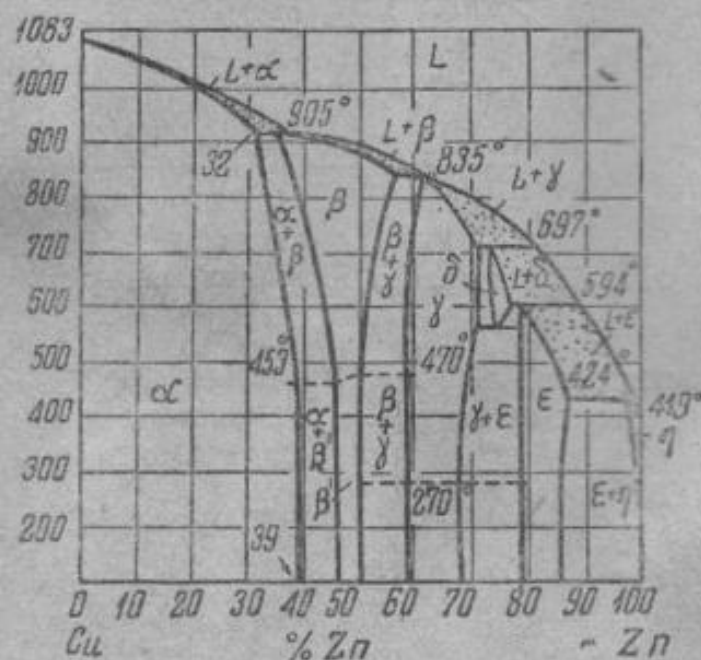
β -твердый раствор на базе электронного соединения CuZn (отношение $\frac{\text{число электронов}}{\text{число атомов}} = \frac{3}{2}$) имеет простую кубическую объемно-центрированную решетку. Упорядоченное расположение атомов сохраняется лишь при температурах ниже 453—470°.

При более высокой температуре атомы меди и цинка в объемно-центрированной решетке располагаются статистически. Упорядоченный β -твердый раствор обозначается через β' .

γ -твердый раствор на базе электронного соединения Cu_5Zn_8 ($\frac{21}{13}$), имеющий сложную кубическую решетку.

Температура упорядочения этой фазы 270°.

ϵ -твердый раствор на базе электронного соединения CuZn_3 ($\frac{7}{4}$)



Фиг. 477. Диаграмма состояния медь—цинк.

с гексагональной плотно упакованной решеткой². Таким образом β -, γ - и ϵ -фазы в медноцинковых сплавах соответствуют по структуре β -, γ - и ϵ -фазам электронных соединений (см. выше § 7, гл. III).

δ -твердый раствор; природа химического соединения, лежащего в основе этого твердого раствора, не установлена.

η -твердый раствор меди в цинке.

При комнатной температуре практически применяемые латуни состоят либо из одних α -кристаллов (фиг. 478) либо являются смесью α + β -кристаллов (фиг. 479).

Механические свойства медноцинковых сплавов в зависимости от содержания цинка показаны на фиг. 480. Цинк повышает прочность и пластичность сплава. Максимальной пластичностью обладает сплав с ~30% Zn. Переход через границу однофазной области (39% Zn) ведет

¹ Как увидим в дальнейшем, β -фаза является электронным соединением с неупорядоченным расположением атомов. Во всех случаях, когда медный твердый раствор граничит с неупорядоченным электронным соединением (система $\text{Cu}-\text{Zn}$, $\text{Cu}-\text{Al}$ и др.), растворимость с повышением температуры не возрастает, как это обычно бывает, а уменьшается.

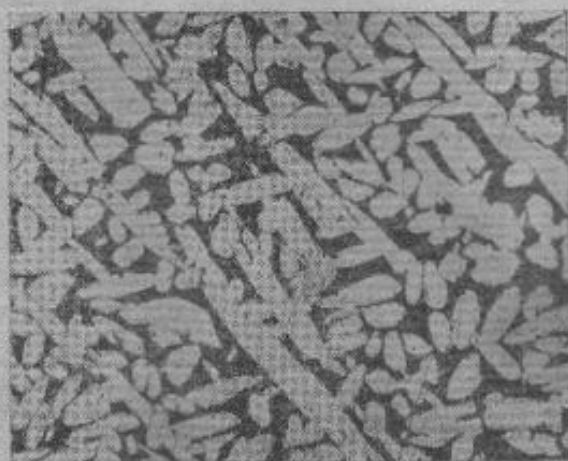
² Различие между упорядоченными и неупорядоченными твердыми растворами β -, γ и др. мы будем делать там, где это необходимо. Во всех других случаях, где этой необходимости нет, значка ' (штрих) ставить не будем.

³ Стехиометрическое соотношение CuZn_3 лежит вне области гомогенности ϵ -фазы. Следовательно, ϵ -фазу можно рассматривать как бертоллид, существующий лишь при избытке медных атомов против стехиометрического соотношения.

к резкому снижению пластичности и повышению прочности. β -латунь обладает максимальной прочностью ($\sigma_B = 43 \text{ кг/мм}^2$) при относительно низкой для латуней пластичности ($\delta < 10\%$). γ -латунь является весьма хрупкой. В силу отмеченных обстоятельств (малая пластичность) не только γ и $\beta + \gamma$, но и β -латуни не имеют практического применения.



Фиг. 478. Структура α -латуни. $\times 200$.

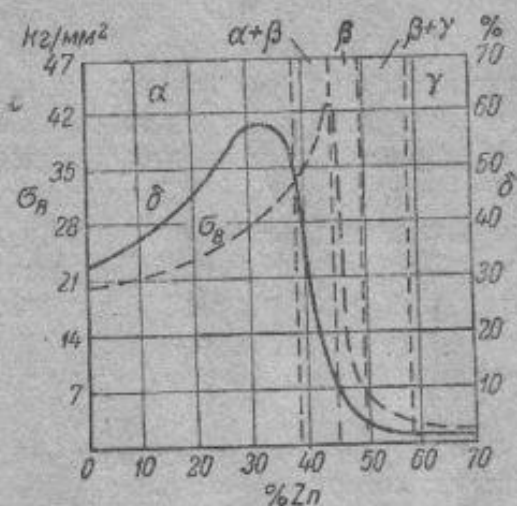


Фиг. 479. Структура $\alpha + \beta$ -латуни. $\times 500$.

Литейные свойства латуней определяются взаимным расположением линий ликвидуса и солидуса. Так как линии ликвидуса и солидуса для кристаллизации α - и β -фаз лежат близко друг от друга, то литейные свойства латуней характеризуются малой склонностью к ликвации, хорошей жидкотекучестью, склонностью к образованию концентрированной усадочной раковины.

Латунь легко поддается пластической деформации и поэтому из латуней преимущественно изготовляют катанный полуфабрикат (листы, ленты, профили и т. д.). Однако поведение различных латуней при горячей обработке своеобразно. Пластичные при комнатной температуре α -латуни оказываются в интервале температур $300\text{--}700^\circ$ значительно менее пластичными. Хотя прочность при комнатной температуре β -латуни выше, чем α , при температурах выше 500° β -латуни оказываются менее прочными и более пластичными. По этой причине для прокатки в горячем состоянии наиболее пригодны латуни с содержанием цинка более 32% (чтобы в горячем состоянии структура состояла из β или $\alpha + \beta$). Наоборот, для производства тонких листов и проволоки целесообразно применение латуней с максимальной пластичностью при комнатной температуре (т. е. с содержанием цинка около 30%).

Вредное влияние на способность к деформации в горячем состоянии имеют загрязнения латуни висмутом и свинцом. Причину надо искать в образовании легкоплавких включений этих металлов по границам зерен. Однако вредное влияние свинец оказывает только на



Фиг. 480. Механические свойства медноцинковых сплавов в зависимости от содержания цинка.

α -латунь, не испытывающую фазовых превращений ($Zn < 32\%$). При содержании цинка более 32% свинец, располагающийся по границам зерен, в результате перекристаллизации $\beta \rightarrow \alpha$ оказывается внутри зерен и не мешает обработке давлением. Поэтому в латунях с содержанием цинка 32—38% загрязнение свинцом можно допустить в значительно больших пределах, а при содержании цинка больше 38—40% свинец вводят умышленно до 1—2%, так как такие латуни обрабатываются давлением в однофазном β -состоянии, и свинец не вредит склонности латуни пластически деформироваться. Одновременно обособленные включения свинца повышают обрабатываемость режущим инструментом, так как обеспечивают стружколомание.

Практическое применение в авиастроении имеют следующие латуни (табл. 103).

Таблица 103

Состав и свойства латуней

Марка ¹	Содержание элементов			Механические свойства ³		
	Cu	Zn ²	Pb	σ_B , кг/мм ²	δ , %	H_B
Л68	60—70	30—33	—	30	40	60
Л62	60,5—63,5	36,5—39,5	—	30	40	60
Л59	57—60	40—43	—	35	20	75
ЛС59	57—60	38,1—42,2	0,8—1,9	35	15	75

Приведенные в табл. 103 латуни Л68 и Л62 (α -латуни) применяются, главным образом, в виде листов и лент для изделий, изготовляемых глубокой штамповкой, в частности для радиаторов, а также уплотнительных колец, прокладок, шайб, патрубков, трубопроводов. Для этих же целей применяют и чистую медь, но так как латунь дешевле меди, то экономически целесообразно применять латунь⁴.

Латуни Л59 и ЛС59 применяют в виде катаных и прессованных прутков, из которых изготовляют различные мелкие детали — втулки, гайки, кольца, краны, сухари и т. д. Ввиду того, что при обработке резанием поверхность получается чище у латуни, содержащей свинец

¹ Латуни маркируются буквой Л, за которой следуют цифры, показывающие среднее содержание меди.

² А также случайных примесей, обычно до 0,4—0,9%.

³ В ненагартованном состоянии.

⁴ Кроме меньшей стоимости, преимущество латуней перед медью — в большей пластичности и прочности, однако латуни, содержащие более 20% Zn, обладают одним существенным недостатком. Нагартованная латунь при лежании во влажной атмосфере корродирует, причем коррозия распространяется вглубь по границам зерен, что приводит к возникновению напряжений, которые вызывают даже растрескивание. (Поэтому это явление носит название «растрескивающей коррозии».) Отожженная ненагартованная латунь этому явлению не подвержена, но если ее слегка деформировать (например, загнуть лист) и потом не отжечь, то деформированное место становится чувствительным к этому виду коррозии. Это явление в сильной степени зависит от влажности атмосферы и проявляется не во все времена года одинаково интенсивно. Поэтому этот вид коррозии называется еще «сезонным растрескиванием».

(латунь ЛС59 носит название «мунц-автоматной»), то предпочтительно применять для этих целей латунь ЛС59.

Для повышения механических свойств и коррозиестойчивости в латунь вводят дополнительно другие элементы — алюминий, марганец, железо, никель. Латунь, содержащая кроме меди и цинка другие элементы, называется *специальными*.

Сорта некоторых специальных латуней и их свойства (в отожженном состоянии) приводятся в табл. 104.

Таблица 104

Состав и свойства специальных латуней

Марка	Содержание элементов, %						Механические свойства		
	Cu	Zn	Si	Pb	Fe	Mn	σ_B , кг/мм ²	δ , %	H_B
ЛКС80-3-3	79—81	11—15	3—4	3—4	—	—	30	15	100
ЛЖМц52-4-1	50—54	40—46,5	—	—	0,5—1,5	3—4,5	50	15	100

Приведенные в табл. 104 латуни применяются, главным образом, в литом виде (для литого состояния указаны и механические свойства). По сравнению с простыми латунями они обладают лучшими антифрикционными и антикоррозионными свойствами.

Специальные латуни, применяемые в деформированном виде, наряду с высокой антикоррозионной стойкостью, имеют и более высокие механические свойства.

Как на пример укажем на морскую латунь (30% Zn, 1% Sn), обладающую исключительно высокой коррозиестойчивостью в морской воде, или алюминийсвоникелевую латунь (35% Zn, 3% Al и 2,5% Ni), имеющую предел прочности 80 кг/мм² при удлинении 12%.

Для радиаторных трубок применяется пластичная латунь с низким пределом прочности. Чтобы латунь была нечувствительна к «растрескивающей коррозии», она должна содержать малый процент цинка, менее 20%¹. Кроме латуней для этих целей применяется сплав меди и марганца (марганцовистая медь). Состав медных сплавов, применяемых для радиаторных трубок, и их свойства указаны в табл. 105.

Таблица 105

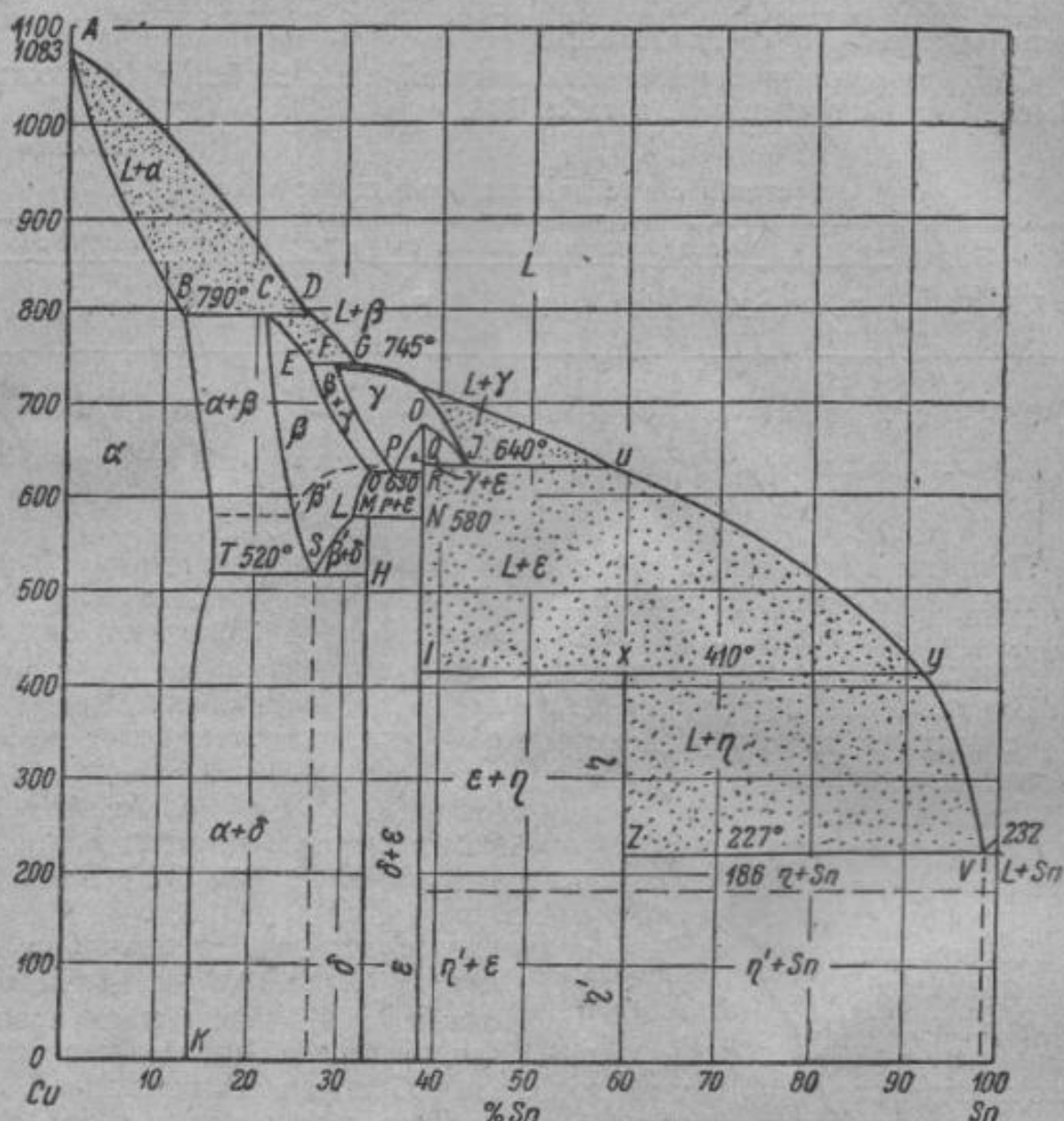
Медные сплавы для радиаторных трубок

Марка	Содержание элементов, %			Механические свойства
	Cu	Mn	Zn	σ_B , кг/мм ²
Марганцовистая медь	98,5—99,2	0,8—1,2	—	35—60
ЛТ96	95—97	—	3—5	

¹ Латунь с 10% цинка имеют внешний вид золота (применяются на золотые подделки). Малоцинковистые латуни с содержанием цинка до 20% называют томпаками.

§ 3. Сплавы меди с оловом (оловянистые бронзы)

Для понимания строения меднооловянистых сплавов (оловянистых бронз) следует, в первую очередь, обратиться к системе Cu—Sn (фиг. 481)¹.



Фиг. 481. Диаграмма состояния медь—олово.

¹ Диаграмму состояния Cu—Sn изучали многочисленные исследователи, но ввиду значительной сложности (в особенности в районе концентрации 20—50% Sn), а также трудностей достижения равновесного состояния (ввиду малой скорости диффузии олова в меди) вопрос о действительном расположении линии равновесия и природе образующихся фаз еще далек от своего разрешения. Диаграмма Cu—Sn, приведенная на фиг. 481, обобщает многочисленные исследования. Диаграмма на фиг. 481 отличается от обобщенной диаграммы Cu—Sn Хансена (приведенной в его монографии «Структура бинарных сплавов») следующим:

а) на фиг. 481 не указана область гомогенности у химических соединений δ , ϵ и η . Если области гомогенности у этих соединений и существуют, то они очень узки, не более 1% по концентрационной шкале;

б) в области LORN Хамсури и Нисигори обнаружили существование новой, никем ранее не обнаруженной фазы ξ . Поскольку другие исследователи этой фазы не нашли, мы сочли возможным область существования этой фазы и линии, соответствующие превращению этой фазы, опустить, и дать эту область по диаграммам Тасаки, Карсона, Славинского и др.

В остальных деталях сложный участок диаграммы от 20 до 50% Sn дается по диаграмме Хамсури и Нисигора.

Диаграмма Cu—Sn, как и диаграмма Cu—Zn и другие диаграммы, основным компонентом которых является медь, представляет собой комбинацию нескольких перитектических диаграмм.

В твердом состоянии возможно образование следующих фаз:

α -твердый раствор олова в меди. Растворимость при комнатной температуре 14% при 520° увеличивается до 16%.

Sn—почти чистое олово. Растворимость меди в олове, вероятно, меньше 0,01% Cu и на диаграмме не указана.

β -твердый раствор на базе β -электронного соединения Cu_5Sn (отношение $\frac{3}{2}$)¹ с кубической объемноцентрированной решеткой. Пунктирная линия показывает процесс упорядочения.

δ есть γ -электронное соединение $Cu_{21}Sn_8$ ($\frac{21}{13}$), имеющее сложную кубическую решетку.

γ -твердый раствор на базе химического соединения меди и олова. Кристаллическая структура его не установлена, а поэтому нельзя указать и на стехиометрию этого соединения².

ϵ является электронным соединением, с соотношением $\frac{7}{4}$ при химической формуле Cu_7Sn . Решетка гексагональная, плотно упакованная, но, вероятно, с неупорядоченным расположением атомов.

η химическое соединение $CuSn$, но существует лишь при избытке медных атомов (т. е. является бертолидом)³.

Структура литых меднооловянных сплавов значительно отклоняется от равновесного состояния. Поэтому уже в сплавах, содержащих 5% и более Sn, в литом состоянии обнаруживается δ -фаза в виде эвтектоидной составляющей (эвтектоид образуется при 520° и имеет концентрацию 26,8% Sn).

Отожженная бронза с содержанием олова до 14% должна состоять по структуре из однородного твердого раствора α (фиг. 482). В литом же виде структура бронзы, содержащая олова до 5%, состоит из неоднородного α -твердого раствора, имеющего, как у любого литого металла, дендритное строение (фиг. 483).

При содержании олова больше 5%, наряду с неоднородным α -раствором, внутри участков этого α -раствора, богатого оловом (светлых участков), располагается эвтектоид ($\alpha + \delta$) (фиг. 484), имеющий, как видно из микрофотографии, показывающей этот участок в увеличенном виде, точечное неоднородное строение (фиг. 485).

Наличие хрупкой δ -фазы исключает возможность прокатки, поэтому за исключением малооловянистых бронз (применяемых редко) бронза, обычно содержащая олова более 5—6%, не прокатывается и не куется и применяется исключительно в литом виде.

¹ Медь имеет один валентный электрон, олово — четыре. Для соединения Cu_5Sn $\frac{\text{число валентных электронов}}{\text{число атомов}} = \frac{9}{6} = \frac{3}{2}$.

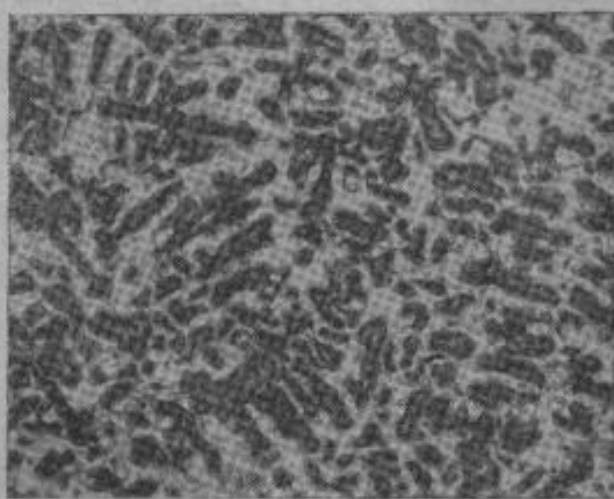
² Может быть, γ представляет собой неупорядоченную ϵ -фазу (т. е. представляет собой твердый раствор на базе ϵ -электронного соединения). Если стать на эту точку зрения, тогда участок POJQR требует существенной корректировки.

³ Ячейка $CuSn$ содержит по 250 атомов меди, 250 атомов олова и еще 50 избыточных атомов меди, расположенных статистически в промежутках решетки.

Высокие литейные свойства бронз определяются исключительно малой усадкой, которую имеют бронзы. Усадки оловянистой бронзы меньше 1, тогда как усадка латуней и чугуна около 1,5, а сталей больше 2. Все наиболее сложные по конфигурации отливки (в том числе художественное литье) обычно изготавливаются из бронзы.

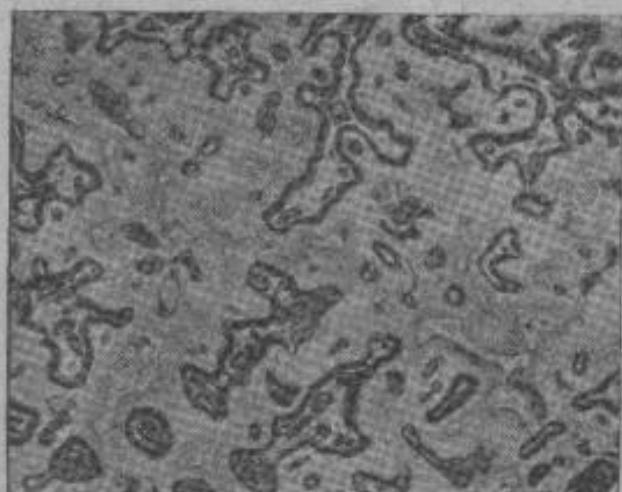


Фиг. 482. Структура прокатанной и отожженной α -бронзы (с 6% Sn). $\times 100$.

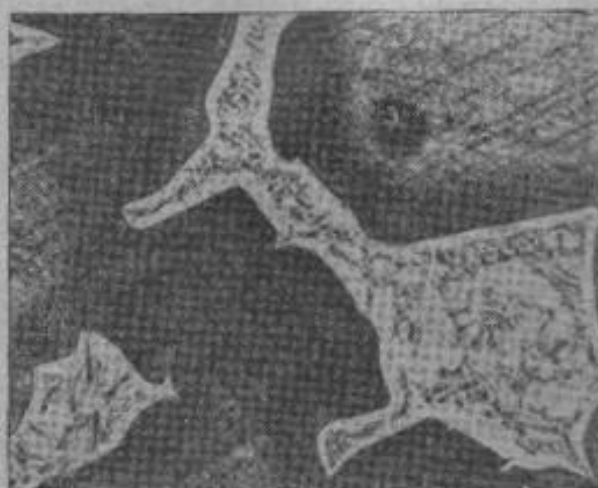


Фиг. 483. Структура литой α -бронзы (с 6% Sn). $\times 100$.

Жидкотекучесть бронзы небольшая вследствие большой разницы в температуре между линиями ликвидуса и солидуса. По этой же причине бронза не дает концентрированной усадочной раковины и для отливки бронз нет необходимости иметь большие прибыли. По этой же причине отливки из бронз редко удается получить высокой плотности (рассеянные усадочные поры по всему объему отливки понижают ее герметичность).



Фиг. 484. Структура литой бронзы (с 10% Sn). $\times 200$.



Фиг. 485. Эвтектид $\alpha+\delta$ в оловянистой бронзе. $\times 500$.

Влияние олова на механические свойства меди аналогично влиянию цинка, но более резко (фиг. 486). Уже при содержании 5% Sn пластичность начинает падать. Прочность начинает падать при содержании олова около 20%, когда в структуре слишком много δ -фазы и сплав становится хрупким.

В литой бронзе наличие включений твердого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истирания, и поэтому бронза с содержанием олова 10% и более является одним из наилучших антифрикционных материалов и широко применяется как подшипниковый сплав.

Благодаря высокой химической стойкости бронзы из них изготовляют арматуру (паровую, водяную и пр.). Таким образом основное применение бронзы — сложные отливки, вкладыши подшипников, арматура.

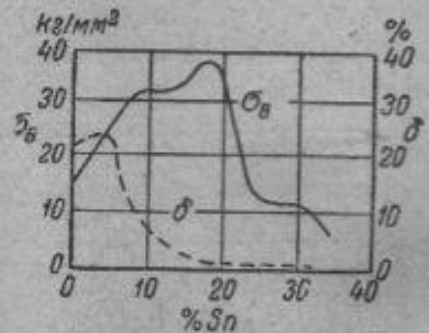
Для удешевления в большинство промышленных бронз добавляют 5—10% цинка. Цинк в этих количествах растворяется в меди и не влияет существенно на структуру¹.

Для лучшей обрабатываемости в бронзу вводят до 3—5% свинца, который присутствует в виде обособленных свинцовистых включений, облегчающих стружколомание.

Фосфор вводится в бронзу как раскислитель и устраняет хрупкие включения окиси олова (SnO). При наличии фосфора около 1% такую бронзу часто называют фосфористой. Фосфор (при наличии его более 0,2%) образует твердые включения, повышая антифрикционные свойства.

Бронзу маркируют начальными буквами Бр, затем следуют буквы, показывающие, какие легирующие элементы содержит бронза, а потом цифры, показывающие количество этих элементов в целых процентах.

В табл. 106 приведены составы наиболее употребительных в авиационной промышленности оловянистых бронз и примерные механические свойства этих бронз для литых в землю образцов.



Фиг. 486. Механические свойства меднооловянистых сплавов в зависимости от содержания олова.

Состав и свойства бронз

Таблица 106

Марка	Содержание элементов, %					Механические свойства	
	Sn	Zn	Pb	P	Ni	σ_B кг/мм ²	δ , %
БрОФ7-0,2	6—8	—	—	0,1—0,25	—	50	20
БрОЦС6-6-3	5—7	5—7	2—4	—	—	20	5
БрОФ10-1	9—11	—	—	0,6—1,0	—	25	4
БрОСН10-2-3	9—11	—	2—3,25	—	3—4	30	5

Из приведенных в табл. 106 только бронза БрОФ7-0,2 после отжига поддается обработке давлением. Из прутков этой бронзы изготовляют направляющие для клапанов.

¹ 2% цинка эквивалентны примерно 1% олова, т. е. наличие в сплаве 5% цинка ведет к тем же изменениям в структуре, как и увеличение на 2—3% содержания олова. Следовательно, при наличии цинка в сплаве больше эвтектоида, чем в сплаве, не содержащем цинка.

БрОЦС-6-6-3 типичная арматурная бронза, а бронза БрОФ-10-1 — подшипниковая.

БрОСН10-2-3 обладает высокой износостойкостью и химической стойкостью. В литом виде применяется для направляющих втулок клапанов.

§ 4. Сплавы меди с алюминием, кремнием, бериллием и другими элементами

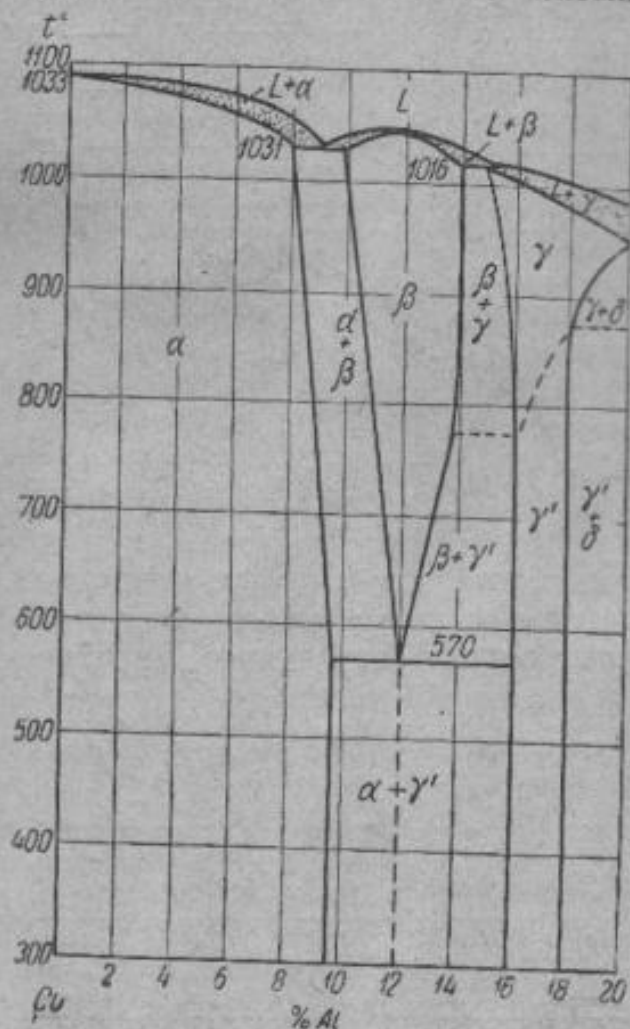
Сплавы меди с алюминием, кремнием, бериллием и другими элементами также называются бронзами; в отличие от оловянистых они называются соответственно алюминиевыми, кремнистыми и т. д. бронзами.

Малой величиной усадки оловянистая бронза превосходит эти новые бронзы, но эти бронзы превосходят оловянистую: одни по механическим свойствам (алюминиевая, кремнистая бронза), другие — лучшей химической стойкостью (алюминиевая бронза) или лучшей жидкотекучестью (кремнецинковистая бронза).

Бериллиевая бронза отличается от остальных высокой твердостью и упругостью.

Ценными механическими и технологическими свойствами обладают алюминиевые бронзы, содержащие 5—10% Al. Они кристаллизуются в узком интервале температур (фиг. 487), поэтому обладают высокой жидкотекучестью и дают концентрированную усадочную раковину.

После отжига их легко можно перевести в однофазное состояние и подвергать обработке давлением. В результате механической обработки, в особенности после нагартовки, механические свойства достигают очень высоких значений (σ_B до 80 кг/мм²). Введением до-



Фиг. 487. Диаграмма состояния медь—алюминий.

полнительных элементов — марганца, железа, никеля — механические свойства можно повысить еще более. Наряду с простыми алюминиевыми бронзами применяются сложные алюминиевые бронзы. Состав и свойства различных алюминиевых бронз приводятся в табл. 107.

Бронзы, содержащие 10% и более алюминия, содержат в структуре эвтектоид $\alpha + \gamma$, полученный в результате распада β -фазы при 570°.

В результате быстрого охлаждения β -фаза переохлаждается и распад ее сопровождается образованием более дисперсных $\alpha + \gamma$ частиц (т. е. эвтектоидная смесь по мере увеличения скорости охлаждения становится более дисперсной и твердой). Сходство термообработки алюминиевых бронз со сталью дополняется тем, что при охлаждении с критической скоростью β -фаза превращается в игольчатую структуру. Превращение происходит по мартенситному типу. Распад β -фазы в алюминиевой бронзе в зависимости от степени переохлаждения можно изобразить диаграммой изотермического распада. Одна из таких диаграмм приводится на фиг. 488. На

Состав и свойства алюминиевых бронз

Таблица 107

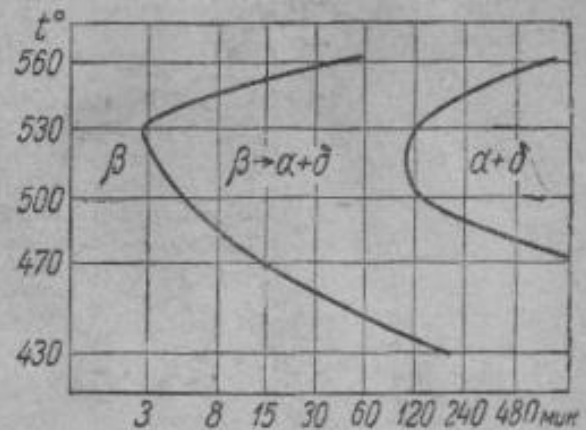
Марка	Содержание элементов, %				Состояние	Механические свойства		
	Al	Fe	Mn	Ni		σ_B кг/мм ²	δ , %	HВ
БрА5	4-6	—	—	—	Литье	40	20	90
БрАЖ9-4	8,5-10	2-4	—	—	Литье	50	10	110
					Прутки	60	20	180
БрАЖМц 10-3-1,5	9-11	2-4	1-2	—	Литье	50	20	100
					Прутки	60	15	170
БрАЖН 10-4-4	9,5-11	3,5-5,5	—	3,5-5,5	Литье	60	5	170
					Прутки	65	5	170

фиг. 489 а и б приводятся типичные микроструктуры алюминиевых бронз. Первая соответствует медленному охлаждению с температур выше критической. Структура является доэвтектоидной и состоит из кристаллов α (светлые) и эвтектоида $\alpha+\gamma$ (темный). Вторая мартенситная структура алюминиевой бронзы получена в результате закалки в воде с температуры 900°.

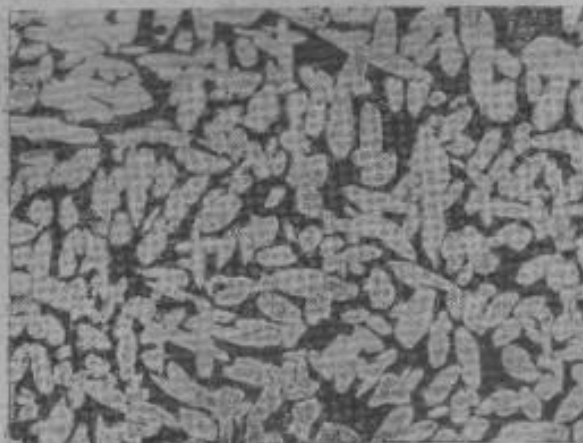
Различной скоростью охлаждения и последующим отпуском свойства алюминиевых бронз можно изменить по сравнению с теми, которые указаны в табл. 107.

Алюминиевые бронзы применяются для изготовления различных втулок, направляющих седел, фланцев, шестерен и многих других, преимущественно мелких, но ответственных деталей.

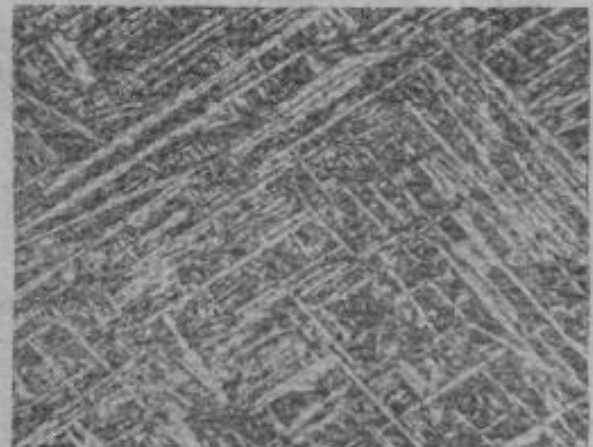
Кремнистые бронзы, как, например, бронза БрКЦ4-4 (4% Si, 4% Zn), назначаются как заменители оловянистых бронз (БрОЦС6-6-3). Уступая оловянистой бронзе по величине усадки, кремнистая бронза



Фиг. 488. Диаграмма изотермического распада β -фазы в алюминиевой бронзе (Ржезников).



а



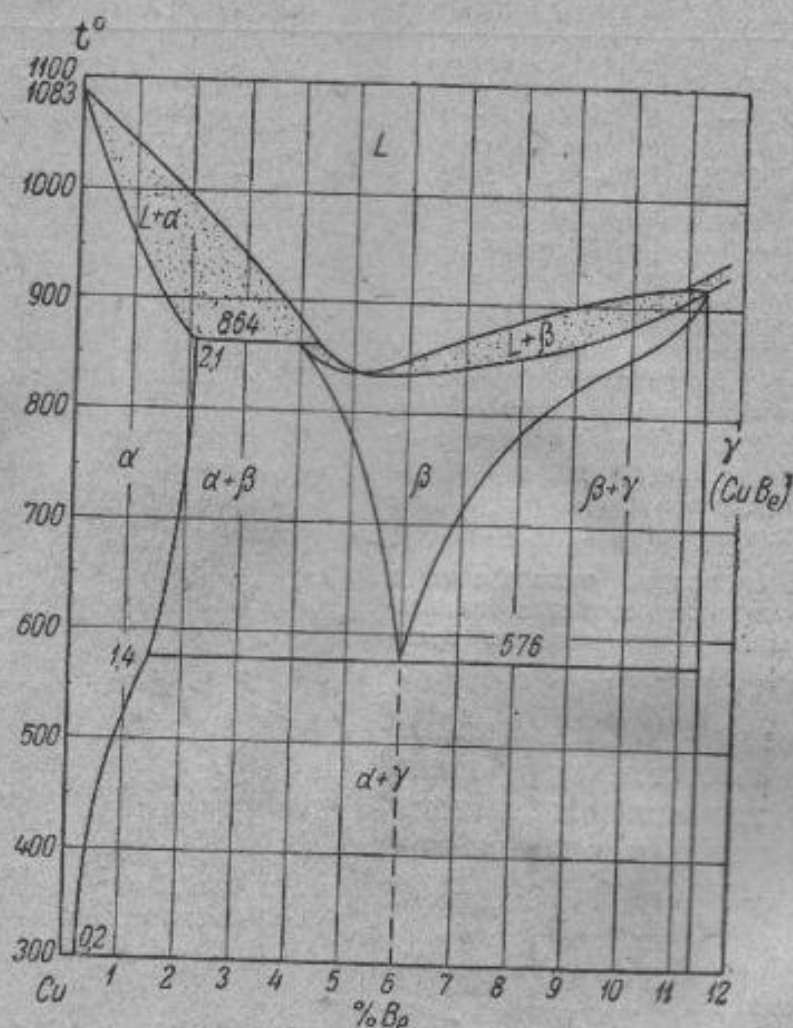
б

Фиг. 489. Микроструктура алюминиевой бронзы с 10,5% Al.

а — после медленного охлаждения от 900° (α +эвтектоид); б — после быстрого охлаждения от 900° (Мартенситная структура.) $\times 100$.

превосходит ее в отношении коррозионной стойкости, механических свойств и по плотности отливки.

Особый интерес представляет бериллиевая бронза (БрБ2 с 2% Be). Сплав с 2% Be, как видно из диаграммы Cu—Be (фиг. 490), дисперсионно твердеющий. Растворимость бериллия в меди при комнатной температуре не превышает 0,2%, но закалка от 800° фиксирует пере-



Фиг. 490. Диаграмма состояния медь—бериллий.

сыщенный α -раствор. Если закаленный сплав подвергнуть затем искусственному старению при 300—350°, твердость повысится до 350—400 НВ.

Высокая прочность и упругость при одновременной высокой химической стойкости, хорошей свариваемости, обрабатываемости резанием делают бериллиевую бронзу подходящим материалом для ответственных пружин, мембран, пружинящих контактов и т. д.¹ Но высокая стоимость бериллия препятствует широкому применению бериллиевой бронзы.

Состав, режимы термообработки и свойства бериллиевой бронзы приведены в табл. 108.

Новым антифрикционным материалом, широко применяемым в авиационном моторостроении, является свинцовистая бронза, содержащая 30% свинца (БрС-30).

¹ Кроме того, бериллиевую бронзу можно применять как безискровый инструмент. При ударе бериллиевой бронзы о металл или камень не получается искр, как это бывает у стали. Поэтому инструмент из бериллиевой бронзы применяется при взрывоопасных горных работах.

Таблица 108

Состав, термообработка и свойства бериллиевой бронзы

Марка	% Be	Термическая обработка	Механические свойства		
			σ_B , кг/мм ²	δ , %	H_B
БрБ2	2,0—2,3	Закалка 800° в воду	50	30	100
		Закалка и старение при 325°	130	1	370

Структура такого сплава состоит из отдельных зерен меди и свинца (фиг. 491). Если свинец равномерно вкраплен в медь, то антифрикционные свойства высокие.

Фиг. 491. Структура свинцовистой бронзы БрС-30. $\times 100$.

Получить надлежащую структуру свинцовой бронзы трудно вследствие плохой сплавляемости свинца и меди (см. диаграмму состояния Cu—Pb, фиг. 473). Наличие двух жидких растворов и большой интервал кристаллизации (от 954° до 326°) при различии в удельных весах меди и свинца вызывают усиленную ликвацию по удельному весу, с которой можно бороться ускорением охлаждения во время затвердевания.

ЛИТЕРАТУРА

- А. Бочвар, Металловедение, Metallurgizdat, 1945.
 В. Туркин и М. Румянцев, Структура и свойства цветных металлов, Metallurgizdat, 1948.
 Дьюс, Металлургия бронзы, Gosmetallurgizdat, 1935.
 Шиммель, Металлография технических медных сплавов, Gosmetallurgizdat, 1933.

ГЛАВА XXII

БАББИТЫ И ПРИПОИ

§ 1. Баббиты

Баббитами называются легкоплавкие сплавы, которые применяют для заливки подшипников¹. Остановимся вкратце на условиях работы подшипника.

Если бы можно было изготовить геометрически идеальные вал и вкладыш и обеспечить равномерную во все точки поверхности подачу смазки, то было бы идеальное жидкостное трение. Поверхности вкладыша и вала были бы разделены пленкой смазки, и вкладыш и вал не изнашивались бы в работе, а для вкладыша можно было бы взять любой материал.

Практически не удается не только изготовить идеальные поверхности вала и вкладыша, но и обеспечить равномерную подачу смазки. Получается полусухое трение; в отдельных местах поверхности разделены слоем жидкости, в других местах жидкой прослойки нет.

В этих условиях для успешной работы трущейся пары большое значение имеет правильный выбор подшипникового сплава.

При выборе подшипникового сплава необходимо учесть следующие обстоятельства:

а) Если технология изготовления вкладыша предусматривает заливку его, то подшипник должен быть изготовлен из сплава легкоплавких металлов (сплавы свинца, олова, сурьмы и других металлов).

б) Так как сменить вкладыш легче, чем вал, то вкладыш должен изнашиваться сильнее вала, что обеспечивается применением для вкладышей материалов с более низкой твердостью, чем у вала.

в) Долговечность в работе и малый коэффициент трения будут обеспечены лишь тогда, когда вкладыш приработается к валу, т. е. в результате износа и деформации примет очертания вала и все неправильности его формы.

Чем мягче материал, тем легче он прирабатывается, но при изготовлении вкладыша из очень мягкого материала износ его будет чрезвычайно высок.

г) Коэффициент трения тем меньше, чем выше твердость вкладыша, однако очень твердый вкладыш не прирабатывается и будет изнашивать вал.

Сочетания двух последних требований, т. е. когда необходимо иметь и твердый и мягкий вкладыш, добиваются тем, что применяют в качестве подшипникового материала гетерогенные материалы, состоящие из мягкой основы и твердых включений.

В результате работы вкладыш будет прирабатываться, истирая мягкую основу. Твердые включения образуют микрорельеф (см. фиг. 492), на который опирается вал; меньшая суммарная поверхность соприкос-

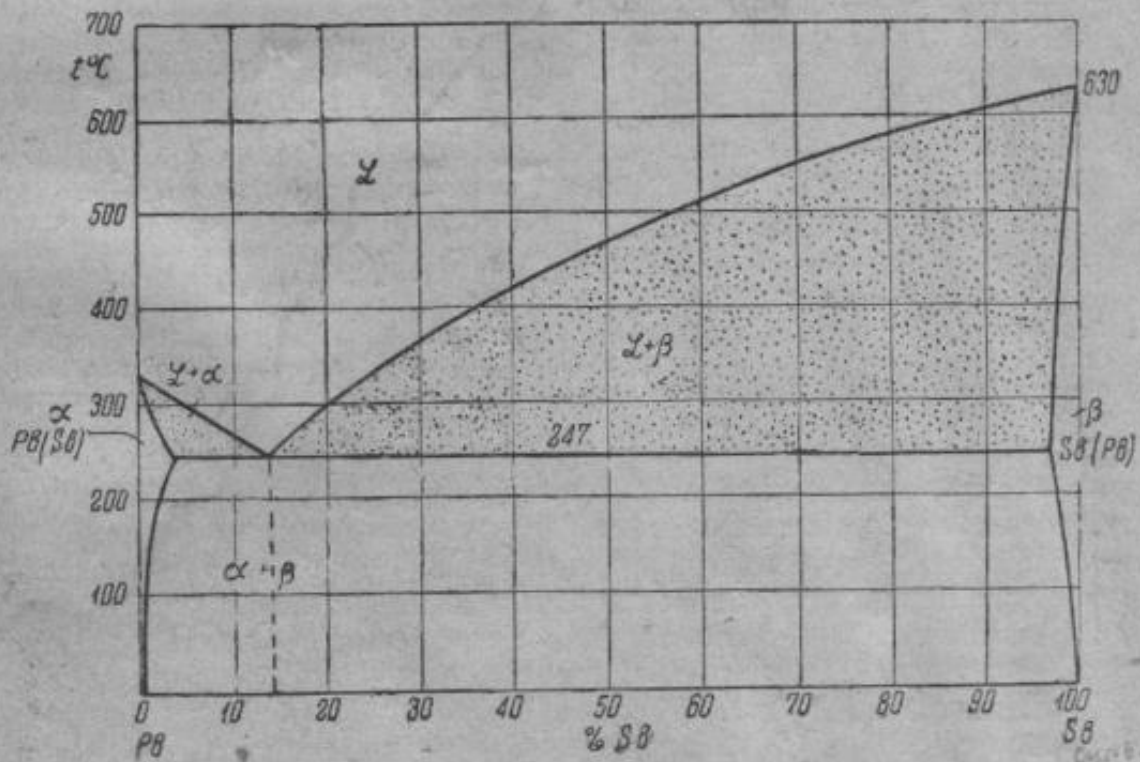
¹ В отличие от подшипниковых бронз или антифрикционных чугунов, имеющих высокую температуру плавления, из которых вкладыш подшипника вытачивают, при применении баббитов вкладыш подшипника заливают по шейке вала и затем приабраивают. Очевидно, что при такой технологии изготовления вкладышей сплавы должны быть достаточно легкоплавкими. Предложены легкоплавкие сплавы для заливки подшипников в прошлом веке инженером Баббитом. По имени этого инженера и названы эти сплавы.

новения вала и вкладыша уменьшает трение, оставляя расстояние между валом и мягкой основой для равномерной смазки жидкостью. Случайно попавшая между валом и вкладышем песчинка вдавится в мягкую основу или вдавит в нее твердую составляющую, что исключает задиры полированной поверхности шейки вала. Чтобы твердые включения не соприкасались друг с другом, их должно быть немного.



Фиг. 492. Поверхность раздела вкладыша и вала (схема).

Обычно легкоплавкие подшипниковые сплавы (собственно баббиты) являются сплавами свинца и сурьмы или олова и сурьмы или свинца, олова и сурьмы, зачастую с добавлением к этим основным компонентам меди, мышьяка и некоторых других компонентов.



Фиг. 493. Диаграмма состояния свинец—сурьма.

Тугоплавкими подшипниковыми сплавами являются различные бронзы и специальные сорта чугунов.

Каким образом выбрать подходящий для баббита сплав в системах: Pb—Sb; Sn—Sb и Pb—Sn—Sb?

Свинец и сурьма образуют простую систему с эвтектикой без промежуточных интерметаллических соединений (фиг. 493). Свинец имеет

твердость около $3 H_V$, сурьма около $30 H_V$, эвтектика, состоящая из 13% Sb и 87% Pb, имеет твердость около $7-8 H_V$. Очевидно, доэвтектические сплавы, т. е. имеющие структуру эвтектика + свинец, слишком мягки, и подходящими являются заэвтектические сплавы, содержащие 16—18% Sb. Мягкой основой является эвтектика, твердыми включающими

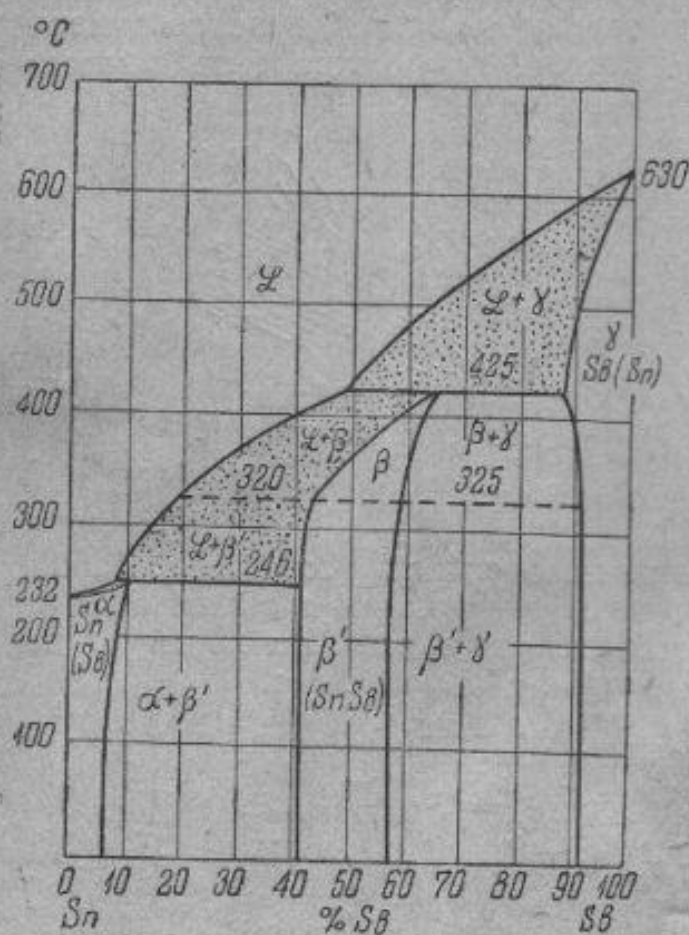
— кристаллы сурьмы, количество которых составляет около 5% от общего объема сплава.

В системе Sn—Sb (фиг. 494) олово имеет низкую твердость — около $5 H_V$. Подходящей композицией будет сплав, состоящий из 13% Sb и 87% Sn, имеющей двухфазную структуру $\alpha + \beta$,

где α — твердый раствор на базе Sn,

β — твердый раствор на базе интерметаллического соединения SnSb.

Трехкомпонентные сплавы Sn—Pb—Sb (фиг. 495) должны иметь структуру Pb+SnSb, т. е. должны лежать между заштрихованными треугольниками ближе к свинцовому углу для того, чтобы в структуре преобладала мягкая основа. Содержание олова должно быть равно содержанию сурьмы, чтобы сплав не попал в трехфазную область Pb+SnSb+ α или Pb+SnSb+ γ , так как эти сплавы чересчур легкоплавки. Окончание кристаллизации у них заканчивается образованием тройной эвтектики (например эвтектика Pb+SnSb+ α кристаллизуется при 180°). Наличие та-



Фиг. 494. Диаграмма состояния олово—сурьма.

кой легкоплавкой эвтектики ухудшает качество сплава, так как в работе подшипник может разогреться выше температуры плавления такой легкоплавкой составляющей, что вызовет выход из строя подшипника¹. Практически оловянно-свинцово-сурьмяные подшипниковые сплавы содержат ~16% Sb и 16% Sn.

В качестве подшипниковых сплавов применяются также бронзы. Литая бронза, как мы видели, имеет неоднородную дендритную структуру, твердыми составляющими являются высокооловянистые междендритные пространства и включения эвтектоида $\alpha + \delta$, а мягкой основой — оси и ветви дендритов, содержащие невысокий процент олова.

В свинцовистой бронзе твердой составляющей является медь, а мягкой — свинец. Так как твердая составляющая, в данном случае медь, относительно мягка ($H_V \approx 35$), то и количество этой твердой составляющей может быть значительно больше, чем обычно в других подшипниковых сплавах. Свинцовистая бронза, обычно применяемая, содержит 30% Pb и 70% Cu, и так как эти металлы нерастворимы друг в друге, не дают соединений и кристаллизуются отдельно, то структура сплава состоит из 75% по объему меди и 25% свинца.

¹ Температуру плавления баббита нежелательно иметь ниже $220-240^\circ$ и выше 450° , первое для обеспечения достаточной надежности в работе, второе — для удобства заливки подшипника.

Оловянносвинцовосурьмяные подшипниковые сплавы кроме основных компонентов содержат еще обязательную добавку меди в количестве от 2 до 6%. Медь образует с оловом соединение Cu_3Sn ; это соединение кристаллизуется первым и образует скелет, на ветвях которого оседают кристаллы соединения $SnSb$, а затем последним застывает твердый раствор.

Без добавки меди первым кристаллизуется соединение $SnSb$, которое всплывает в верхнюю часть отливки. Соединение Cu_3Sn , обладая высокой твердостью ($H_B \approx 100$), является наряду с соединением $SnSb$ твердым включением.

Следовательно, назначение присадки меди в оловянных и свинцовооловянистых баббитах, с одной стороны, препятствовать развитию ликвации по удельному весу, а с другой — образовывать твердые включения¹.

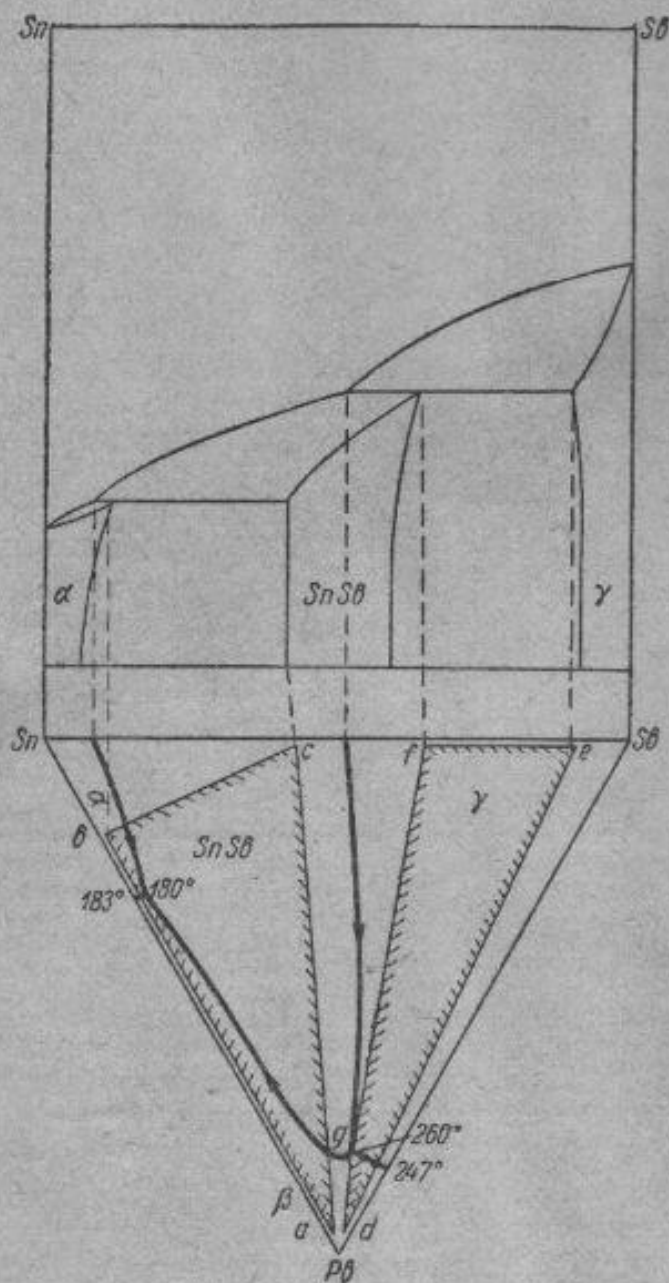
Типичная структура оловянносурьмяномедного баббита Б83 (состав см. в табл. 109) приведена на фиг. 496. На темном фоне твердого раствора α видны кубические включения соединения $SnSb$ и более мелкие включения соединения Cu_3Sn .

Перегрев при отливке ведет к укрупнению включений и к ухудшению качества баббита. Структура перегретого баббита Б83 приведена на фиг. 497, тогда как структура, приведенная на фиг. 496, соответствует отливке без перегрева.

В оловянносурьмяномедном баббите основой является твердый раствор на базе олова, а твердыми включениями — соединения Cu_3Sn и $SnSb$.

В свинцовосурьмяном баббите основной фон составляет эвтектика $Pb+Sb$, а твердыми кристаллами является чистая сурьма. Наконец в оловянносвинцовосурьмяном баббите мягкой основой является раствор Sb и Sn в свинце, а твердыми включениями — соединения $SnSb$ наряду с соединениями Cu_3Sn .

Оловянносурьмяные баббиты из перечисленных трех групп являются наилучшими. Оловянная основа вязка и пластична и менее склон-



Фиг. 495. Диаграмма состояния олово—свинец—сурьма (схематизирована).

¹ Имеются марки баббитов, где содержание сурьмы таково (4—5%), что соединения $SnSb$ не образуются и твердыми включениями служат только соединения меди с оловом.

на к усталостному разрушению. На втором месте стоит оловянносвинцовосурьмяный баббит, где мягкая основа свинец. Худшим является свинцовосурьмяный баббит, основой является эвтектика $Sb+Pb$, недостаточно пластичная.



Фиг. 496. Структура баббита Б83. $\times 200$.

Фиг. 497. Структура баббита Б83, отлитого с перегревом. $\times 200$.

Состав применяемых баббитов приводится в табл. 109.

Таблица 109

Состав баббитов

Марка	Химический состав, %			
	Sn	Pb	Sb	Cu
Б83	83	—	11	6
Б16	16	66	16	2
БС	—	82	17	1

Наилучшим баббитом, приведенным в таблице, является баббит Б83, применяющийся в авиации. Иногда вместо стандартного состава Б83 применяют баббит с еще более высоким содержанием олова — 4—5% Sb; 4—5% Cu, до 92% Sn. Этот сплав более вязок и пластичен, чем оловянистый баббит стандартного состава. Ввиду большого содержания олова в этом сплаве и в баббите Б83 во многих других отраслях машиностроения применяются менее дефицитные баббиты Б16 и БС.

Кроме этих марок баббитов применяются и другие составы баббитов, которые не содержат столь высокого процента олова, как баббит Б83, но обладают лучшими свойствами, чем баббиты Б16 и БС. Укажем на баббиты следующих марок. БН — 10% Sn; 14% Sb; 2% Cu; 1% Ni; 0,7% As; 1,3% Cd; остальное Pb или Б6 — 6% Sn; 15% Sb; 3% Cu; 1,3% As; 2% Cd; остальное Pb или 1% Ca; 0,8% Na, остальное Pb.

Наряду с оловянистым баббитом в авиационном машиностроении, как уже указывалось, для вкладышей подшипников применяют оловянистую и свинцовистую бронзу.

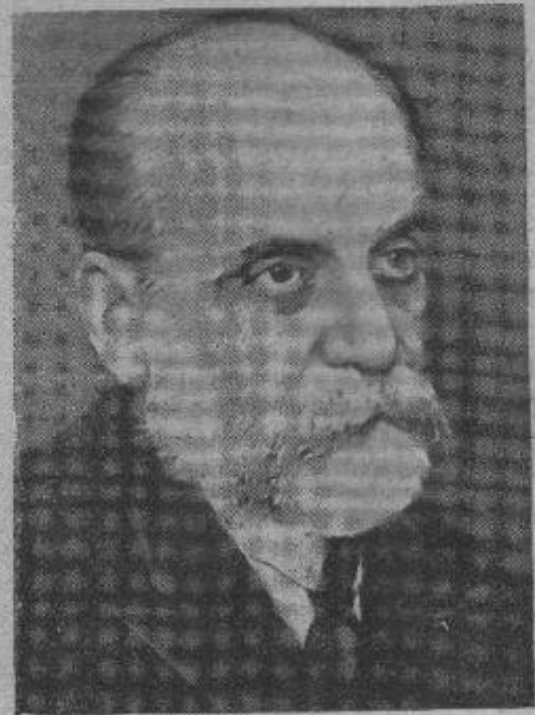
Выбор того или иного сорта подшипникового сплава определяется намеченной технологией изготовления вкладышей и условиями работы вкладыша.

При малых удельных давлениях и большой скорости вращения вала целесообразно применение оловянистых баббитов. При больших удельных давлениях необходимо применять свинцовистые или оловянистые бронзы.

Несмотря на низкие механические свойства и невысокую температуру плавления, баббиты и другие подшипниковые сплавы являются важнейшим конструкционным материалом. Без высококачественных подшипниковых материалов не может быть изготовлен ни один современный мотор и двигатель.

Важнейшие и первые работы в металловедческой разработке вопросов, связанных с подшипниковыми сплавами, а также и изыскание новых промышленных композиций подшипниковых сплавов принадлежат Анатолию Михайловичу Бочвару. Первые его работы в этой области относятся к началу этого столетия.

Кроме того, А. М. Бочвар был учителем почти всех советских металловедов, работающих в области цветных металлов.



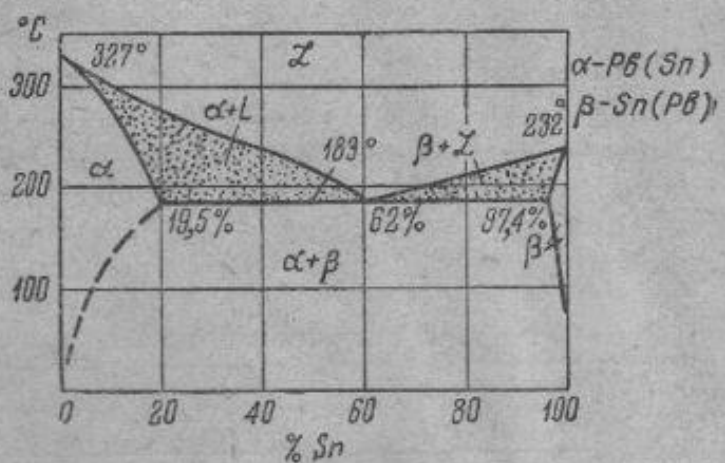
Анатолий Михайлович
Бочвар (1866—1947)

§ 2. Припой

Различают два вида припоев. Мягкие припои с низкой температурой плавления обеспечивают герметичность спая. Механическая прочность спая низкая. Твердые припои имеют высокую температуру плавления. В случае пайки твердыми припоями спай обладает высокими механическими свойствами и при пайке медных сплавов зачастую не худшими, чем основной металл.

Разница в температурах плавления твердых и мягких припоев определяет и структуру спая. При пайке мягкими припоями получается как бы склейка, припой проникает в неровности поверхности и поэтому удерживает обе части.

Ввиду низкой температуры плавления мягких припоев (180—300°) припой в основной металл не диффундирует. Механическая прочность зависит от заполнения мягким припоем пор и неровностей на поверхности основного металла (поэтому чем ниже температура плавления



Фиг. 498. Диаграмма состояния свинец—олово.

припоя, тем он более жидкотекуч, тем легче пайка) и от механических свойств самого припоя. Ввиду низких механических свойств мягких припоев (σ_B всего лишь 5—7 кг/мм²) последнее обычно определяет прочность спая. Обладая низкими механическими свойствами, пайка мягкими припоями не обеспечивает сколько-нибудь значительной прочности и принимается, как указывалось, для создания герметичности.

Для мягких припоев применяют сплавы легкоплавких металлов: Pb, Sn, Bi, Cd, чаще всего сплавы свинца и олова. Наиболее легкоплавкий сплав в системе Pb—Sn — эвтектический, содержащий 61,8% Sn и 38,2% Pb (фиг. 496) (или приблизительно $\frac{2}{3}$ Sn и $\frac{1}{3}$ Pb), имеет наибольшее применение как мягкий припой. На производстве он часто называется третником. Температура плавления этого сплава 183°. Стандартное обозначение этого сплава ПОС61 (см. табл. 110). Ввиду возможных отклонений от эвтектического состава практически температура плавления этого припоя лежит в интервале 183—190°. Паять припоем ПОС61 рекомендуется только там, где недопустим высокий разогрев (даже местный) детали, подвергаемой пайке. В остальных случаях экономически более целесообразно применять припой с меньшим содержанием олова — ПОС40 или ПОС30, хотя они и имеют более высокую температуру полного расплавления (см. фиг. 509 и табл. 110).

Таблица 110

Мягкие припои для пайки и лужения стали и медных сплавов

Марка	Химический состав, %		Температура плавления		σ_B , кг/мм ²	γ
	Sn	Pb	начало	конец		
ПОС61	61	33	183	190	6—7	8,4
ПОС40	40	60	183	240	6—7	9,3
ПОС30	30	70	183	260	5—6	9,8

Перечисленные припои применяют для пайки медных и железных сплавов; для пайки алюминиевых сплавов применяются особые припои (табл. 111), а пайка ввиду склонности алюминиевого сплава к окислению (образованию окисной пленки) производится под специальным флюсом.

Таблица 111

Мягкие припои для пайки алюминиевых сплавов

Марка	Химический состав, %					Температура плавления		σ_B кг/мм ²
	Sn	Zn	Cu	Si	Al	начало	конец	
П1	71	23	—	—	6	190	240	15
П2	—	—	27	5	68	530	535	23

Твердые припои, имеющие температуру плавления в интервале 700—850°, являются медноцинковыми и медноцинкосеребряными сплавами. При пайке этими сплавами, в особенности при пайке медных сплавов, ввиду высокой температуры элементы припоя диффундируют в основной металл. Этот диффузионный слой, как и сам припой, обладает механическими свойствами, близкими к свойствам латуни (т. е. σ_B около 30 кг/мм²), и спай может подвергаться в известной степени механическим нагрузкам.

Наилучшие сорта твердых припоев содержат серебро. Серебро повышает механические свойства, уменьшает окисляемость, не уменьшает электропроводности (что существенно при пайке различных электроприборов). В тех же случаях, когда не требуется высокой чистоты спая, высоких механических свойств и большой электропроводности, применяют медноцинковые сплавы.

Состав некоторых твердых припоев и температура их полного расплавления приводятся в табл. 112.

Таблица 112

Твердые припои

Марка	Химический состав, %			Температура полного расплавления
	Cu	Ag	Zn	
ПСр12	36	12	52	785°
ПСр25	40	25	35	765°
ПСр45	30	45	25	720°
ПСр65	20	65	15	690°
ПСр70	26	70	4	730°
ПМЦ36	36	—	64	800°
ПМЦ54	54	—	46	860°

ЛИТЕРАТУРА

А. М. Бочвар. Белые антифрикционные сплавы. «Временник», изд. о-ва Леденцова, 1918.

А. Зайцев. Типовые баббиты, Цветметиздат, 1932.

«Машиностроение», энциклопедический справочник, Машгиз, 1947.

М. Славинский. Малооловянистые и безоловянистые баббиты, ОНТИ, 1935 и 1937.

ЧАСТЬ VI

КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ¹

ГЛАВА XXIII

ТЕОРИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ МЕТАЛЛОВ

§ 1. Классификация коррозии

Коррозией называется разрушение металлов и сплавов под действием окружающей среды. Коррозионное разрушение начинается с поверхности на границе металл—среда и постепенно распространяется в глубь металла. В результате коррозионных процессов металлы и сплавы изменяют свой внешний вид: теряют металлический блеск, покрываются слоем продуктов коррозии. Главной же опасностью является снижение механических свойств отдельных деталей вследствие коррозионного разрушения, иногда без видимого на глаз изменения поверхности, что может повести к весьма опасным авариям.

По физико-химическому характеру коррозионные процессы можно разделить на две группы:

1. Химическая коррозия происходит под воздействием сухих газов или в жидкостях, не проводящих электрического тока (бензин, масла, смолы и пр.). Примером химической коррозии является окисление стали при нагревании.

2. Электрохимическая коррозия происходит в средах, проводящих электрический ток, т. е. в электролитах. Примерами электрохимической коррозии являются практически важные процессы разрушения железа, цинка, алюминия и других металлов и сплавов в растворах солей, кислот, щелочей, а также во влажной атмосфере и в почве.

§ 2. Химическая коррозия

Кислород воздуха воздействует на металлы даже при комнатной температуре, при этом металлы покрываются тончайшей пленкой окислов. При низкой температуре пленки имеют очень незначительную толщину, порядка 100 \AA .

Окисные пленки, полученные в обычных атмосферных условиях, имеют кристаллическое строение и по составу соответствуют окислам металлов (Al_2O_3 ; Cu_2O ; MgO и т. д.).

Помимо кислорода воздуха на металлы оказывают влияние сернистый и углекислый газы, содержащиеся, главным образом, в промышленной атмосфере. В этом случае также происходит химическое взаимодействие между металлом и газом, приводящее к образованию углекислых и сернистых соединений. С повышением температуры газовая коррозия становится интенсивнее.

¹ Написана совместно с Е. Ф. Трусовой.

Окисление металлов при повышенных температурах является типичным и практически наиболее важным случаем химической коррозии. Процессы окисления рассмотрены были выше, в разделе о жароупорных (окалиностойких) сплавах (глава XVIII, § 1).

§ 3. Электрохимическая коррозия

Процесс электрохимической коррозии есть взаимодействие металла с окружающим металл электролитом.

В обычных условиях для нарушения сил связи между положительно заряженными ионами металла, расположенными в узлах кристаллической решетки, и свободными электронами необходимо приложить какую-то энергию. Ионы металла, находящиеся на поверхности, испытывают одностороннее воздействие электронов, они как бы имеют свободные связи, при помощи которых может происходить адсорбция ионов раствора.

Растворы электролитов представляют собой вещества, способные распадаться на ионы: катионы— H^+ , Cu^+ , Fe^{++} , Al^{+++} и анионы— O^{--} , Cl^- , SO_4^{--} .

В водных растворах ионы находятся в гидратированном состоянии, т. е. к иону присоединяются молекулы воды вследствие электростатического взаимодействия между заряженным ионом и полярными молекулами. Гидратация иона сопровождается освобождением определенного количества энергии (энергия гидратации), наоборот, дегидратация иона требует затрат энергии.

В растворе между ионами противоположного заряда существует электростатическое притяжение.

При погружении металла в электролит вступают в действие две силы:

Q — сила связи между ионами и электронами в кристаллической решетке металла,

q — сила гидратации в электролите.

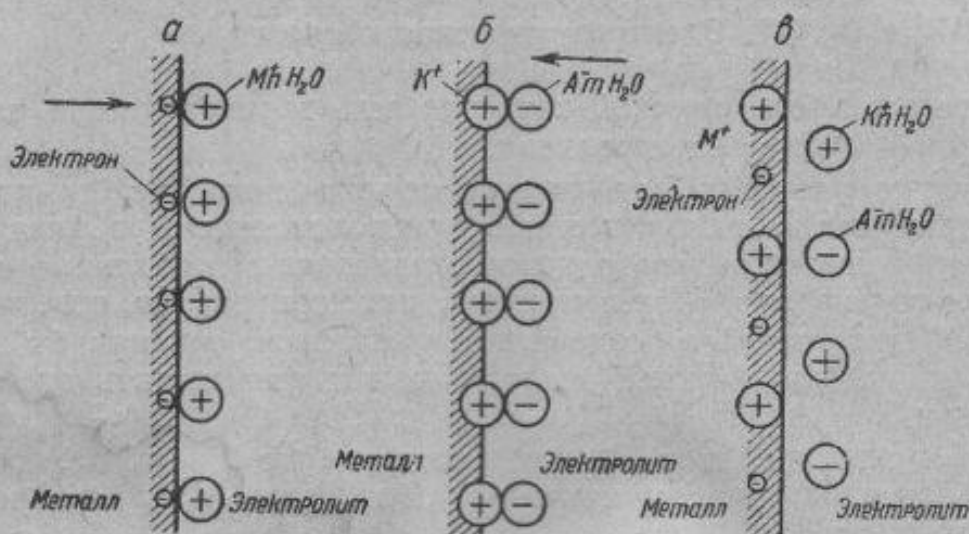
При этом возможны следующие случаи образования двойного электрического слоя на границе металл—электролит.

а) Если силы гидратации больше, чем силы связи между ионами и электронами в металле, т. е. $q > Q$, тогда с поверхности часть ионов металла в виде гидратированных ионов перейдет в раствор. Образуется двойной электрический слой, внешнюю положительную часть которого образуют гидратированные ионы металла, а внутреннюю избыточные электроны, оставшиеся в металле. Электростатическое притяжение между ионами металла в растворе и электронами в металле препятствует дальнейшему течению процесса (фиг. 499,а).

б) Если $Q > q$, т. е. сила гидратации не может преодолеть связи между ионом металла и электроном, то также может возникнуть двойной слой. При этом катионы раствора адсорбируются поверхностью металла и дают внутреннюю положительную часть двойного слоя, а избыточные анионы раствора, притягивающиеся вследствие электростатического притяжения, дадут внешнюю часть двойного слоя (фиг. 499,б).

3. Если $Q=q$, то в этом случае двойной слой возникнуть не может, так как ни ионы металла не могут перейти в раствор, ни ионы электролита адсорбироваться поверхностью металла (фиг. 499, в).

Возникновение двойного слоя на границе металл-электролит вызывает скачок потенциалов между металлом и электролитом.



Фиг. 499. Схема взаимодействия между металлом и электролитом.

M^+ — ион металла; $M^+ \cdot nH_2O$ — гидратированный ион металла; K^+ — катион;
 $K^+ \cdot nH_2O$ — гидратированный катион; $A^- \cdot mH_2O$ — гидратированный анион.

§ 4. Равновесные и неравновесные электродные потенциалы

Если металл погружен в электролит, содержащий ионы данного металла, то электродный потенциал называется равновесным и его можно определить по уравнению Нернста:

$$E = E_0 + \frac{RT}{nF} \ln C_1, \quad (1)$$

где E_0 — константа (стандартный электродный потенциал в V),

E — электродный потенциал металла в V,

R — газовая постоянная,

T — абсолютная температура,

F — число Фарадея,

n — валентность ионов металла,

C_1 — концентрация ионов металла в растворе.

Из уравнения (1) следует, что равновесный потенциал зависит, с одной стороны, от природы металла, с другой — от концентрации соответствующих ионов в растворе, а также от температуры.

Для сравнения электродные потенциалы всех металлов измеряют при определенных стандартных условиях, а именно: при 18°C и при концентрации ионов в растворе, равной единице, т. е. в растворе, содержащем 1 граммэквивалент ионов данного металла. Такие электродные потенциалы носят название нормальных или стандартных. Все электродные потенциалы измеряют по отношению к потенциалу водородного электрода, принятого за нуль¹.

¹ Водородный электрод представляет собой пластинку платины, покрытую платиновой чернью, погруженную в раствор с концентрацией ионов водорода, равной 1, и при давлении газообразного водорода, равном 1 ат.

Табл. 113, дающая сводку нормальных электродных потенциалов, носит название электрохимического ряда напряжений.

Электрохимический ряд напряжений

Таблица 113

Металл	Нормальный электродный потенциал в вольтах	Металл	Нормальный электродный потенциал в вольтах	Металл	Нормальный электродный потенциал в вольтах
Au	+1,50	H ₂	0,0	Cr	-0,567
Pt	+0,86	Sn	-0,10	Zn	-0,76
Hg	+0,86	Pb	-0,12	Mn	-1,04
Ag	+0,80	Ni	-0,20	Al	-1,34
Cu	+0,34	Co	-0,29	Mg	-1,55
Bi	+0,28	Cd	-0,40	Na	-2,71
Sb	+0,25	Fe	-0,44		

Металлы, потенциал которых больше, чем у водородного электрода, считаются положительными, а если потенциал ниже потенциала водородного электрода, то отрицательными.

В практических случаях коррозии металлы не находятся в растворах собственных ионов и, следовательно, их потенциалы будут другими. Потенциал металла в растворе, не содержащем ионов данного металла, называется неравновесным. В табл. 114 приведены потенциалы технически важных металлов в 3%-ном растворе хлористого натрия.

Таблица 114

Электродные потенциалы в 3%-ном растворе NaCl (по Акимову)

Металл	Электродный потенциал в вольтах		Металл	Электродный потенциал в вольтах	
	начальный ¹	конечный ²		начальный	конечный
Ag	+0,24	+0,20	Cd	-0,58	-0,52
Cu	+0,02	+0,05	Fe	-0,34	-0,50
Bi	-0,15	-0,18	Cr	-0,02	+0,23
Sb	-0,12	-0,09	Zn	-0,83	-0,83
Sn	-0,25	-0,25	Mn	-1,05	-0,91
Pb	-0,39	-0,26	Al	-0,63	-0,63
Ni	-0,13	-0,02	Mg	-1,45	—
Co	-0,17	-0,45			

При сравнении данных табл. 113 и 114 видны значительные расхождения между значениями электродного потенциала для одного и того же металла, а в ряде случаев меняется даже порядок расположения металлов.

¹ Начальный потенциал измеряется непосредственно после замыкания цепи.

² Конечный потенциал измеряется по достижении его постоянства.

§ 5. Схема коррозионного процесса

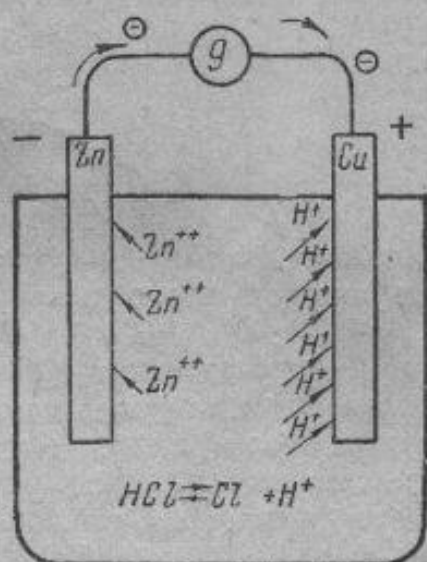
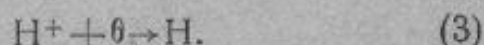
Если погрузить в раствор электролита, например HCl , два разнородных металла Zn и Cu и соединить их проводником, то мы получим гальванический элемент, дающий электрический ток (фиг. 500).

Металл с более низким электродным потенциалом Zn является анодом и будет переходить в виде ионов в раствор:

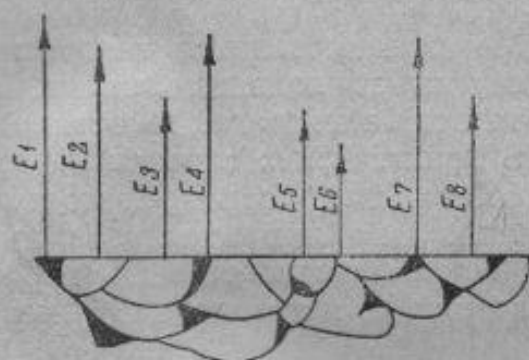


Освободившиеся электроны перетекут по внешней цепи от анода к катоду — металлу с более высоким электродным потенциалом Cu .

Цепь замыкается через электролит, где ток переносится ионами. Ионы водорода перейдут к катоду и будут там нейтрализоваться притекшими электронами:



Фиг. 500. Схема работы гальванического элемента $\text{Zn}|\text{HCl}|\text{Cu}$.



Фиг. 501. Схема расположения электродных потенциалов на поверхности сплава.

В общем случае катодный и анодный процессы можно сформулировать следующим образом.

На аноде металла переходит в виде положительно заряженных ионов в раствор. Освободившиеся в результате перехода металла в электролит электроны перетекают к катоду, где и разряжают положительно заряженные ионы раствора.

Результатом работы гальванического элемента является разрушение анода, тогда как катод остается нетронутым и служит лишь местом разряда положительных ионов электролита. Электродвижущая сила гальванического элемента равняется разности потенциалов катода и анода

$$E = E_k - E_a \quad (4)$$

и служит мерой интенсивности процесса.

Коррозию металлов и сплавов можно также рассматривать как работу гальванического элемента. Все технические металлы неоднородны как структурно, так и физически.

Если представить, что структура сплава состоит из зерен твердого раствора и интерметаллических включений, то потенциалы этих фаз будут различны (фиг. 501). Кроме того, различие потенциалов может быть вызвано наличием на поверхности металла неравномерной пленки,

царапин, деформаций и пр. Металл, погруженный в электролит, можно рассматривать состоящим из большого числа короткозамкнутых гальванических элементов, т. е. другими словами как многоэлектродный микроэлемент. При этом участки металла, обладающие наиболее отрицательным потенциалом, играют роль анодов и, следовательно, подвергаются разрушению. Участки же, обладающие электроположительным потенциалом, будут играть роль катодов и на них будет происходить процесс разряда катионов.

Следует отметить, что катодный и анодный процессы строго эквивалентны. Переходу одного одновалентного иона в раствор соответствует разряд одного одновалентного катиона на катоде. При переходе двухвалентного иона в раствор на аноде на катоде разрядится один двухвалентный катион или два одновалентных. Таким образом, об интенсивности процесса коррозии можно судить не только по количеству металла, перешедшего в раствор, но и по количеству разрядившихся катионов, в частном случае по количеству выделившегося водорода.

При работе гальванического элемента изменяются электродные потенциалы катода и анода. Если бы электродные потенциалы сохраняли свою первоначальную величину, то металл разрушался бы во много раз скорее, чем это бывает на практике.

Потенциалы изменяются таким образом, что в процессе растворения потенциал анода становится более положительным, а потенциал катода более отрицательным, т. е. разность потенциалов при работе гальванических пар падает.

На аноде происходит растворение металла, вследствие чего концентрация ионов металла в непосредственной близости у анода повышается, что согласно уравнению (1) приводит к облагораживанию потенциала анода (так как E пропорциональна C — концентрации ионов металла). Это явление называется концентрационной поляризацией анода. Концентрация ионов металла в анодном слое может уменьшаться при перемешивании или циркуляции электролита. Это явление, т. е. когда в процессе растворения потенциал анода понижается (так как величина C в формуле (1) уменьшается), называется деполяризацией. Поляризация катода состоит в том, что или недостаточно быстро притекают ионы раствора, принимающие электроны, или притекающие к катоду избыточные электроны могут не успевать восстанавливать катионы раствора. Это понижает потенциал катода и уменьшает разность потенциалов между катодом и анодом. Деполяризация облегчает течение катодного процесса и, повышая катодный потенциал, увеличивает разность потенциалов. Скорость коррозионных процессов определяется скоростью катодной и анодной реакций.

Из вышеизложенного следует, что поляризация, уменьшая разность потенциалов, затрудняет коррозионный процесс, в то время как деполяризация повышает интенсивность процесса.

§ 6. Пассивное и активное состояния металла

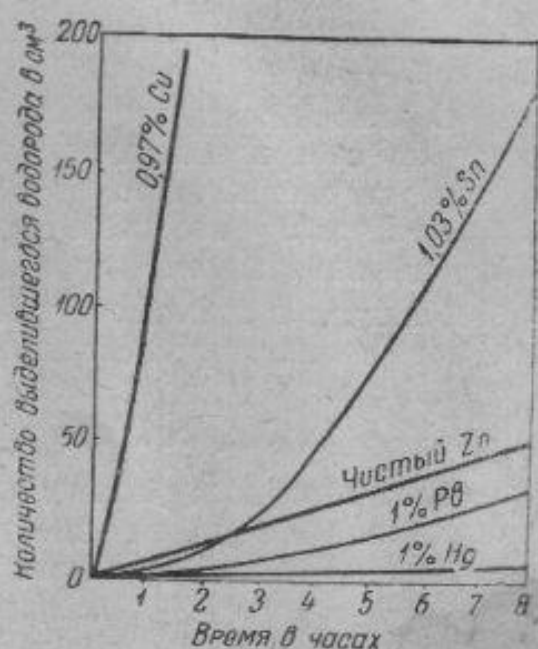
Состояние, при котором металл или сплав перестает корродировать в какой-либо среде, называется *пассивным*. Пассивность связана с образованием на поверхности металла защитной пленки, состоящей обычно из окислов металла или солей. Пассивные пленки могут образовываться в газовой среде, но особенно ярко пассивность проявляется в жидких средах. Железо, алюминий, хром после воздействия окислительных сред HNO_3 , $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ или KMnO_4 становятся пассивными и сохраняют это состояние некоторое время после удаления из пассивирующей среды.

Окислы металлов — хрома, алюминия и др., образовавшиеся в атмосферных условиях, обладают хорошей устойчивостью в воде, растворах солей и, следовательно, придают металлу пассивное состояние.

Таблица 115

Перенапряжение водорода в $2\text{NH}_2\text{SO}_4$ при комнатной температуре в вольтах (по Каспару)

Металл	Перенапряжение водорода	Металл	Перенапряжение водорода
Pt	0,00	Cd	0,48
Au	0,02	Sn	0,53
Ag	0,15	Pb	0,64
Cu	0,23	Hg	0,78
Ni	0,21		



Фиг. 502. Влияние примесей на коррозию цинка в $0,5 \text{NH}_2\text{SO}_4$.

Следовательно, для работы гальванического элемента потенциал работающего катода должен быть больше, чем сумма потенциала анода и перенапряжение

$$E_k > E_a + \eta.$$

Чем выше перенапряжение, тем больше затруднена работа гальванического элемента (поэтому на фиг. 502 видно, что Pb и Hg замедляют коррозию цинка), и в ряде случаев выделения газообразного водорода не происходит.

В практике, однако, мы чаще встречаемся с коррозионными процессами, протекающими с кислородной деполяризацией. Коррозия алюминия, железа, цинка, меди, стали в воде, растворах солей и атмосфере протекает с восстановлением кислорода на катоде. К этому же типу процессов относится коррозия металлов и сплавов в окислительных средах: азотной, концентрированной серной кислотах, растворах хромпика и т. д.

Непременным условием для течения процесса коррозии является наличие окислителя в растворе, чаще всего растворенного кислорода.

Скорость доступа кислорода к катодным участкам регулирует общую скорость процесса. Поэтому все факторы, облегчающие доступ кислорода, как например, перемешивание, увеличение площади катодных участков, приводят к усилению процессов коррозии с кислородной деполяризацией.

§ 8. Коррозия в атмосфере

Одним из наиболее распространенных видов коррозии металлов является атмосферная коррозия. Атмосферная коррозия относится к одному из видов электрохимической коррозии, когда процесс протекает в пленке влаги. Если поверхность металла чиста и на ней нет продуктов коррозии или других гигроскопических веществ, то коррозия начинается только при относительной влажности, равной 100%, когда капли влаги конденсируются на поверхности металла и под воздействием их начинается электрохимический процесс. В тех случаях, когда поверхность металла покрыта каким-нибудь гигроскопическим веществом, пылью или продуктами коррозии, разрушение начинается при относительной влажности, не достигшей 100%. При этом гигроскопические вещества адсорбируют влагу из атмосферы и образуют на поверхности металла слой электролита, достаточный для протекания процесса коррозии. В тонкой пленке влаги очень легко протекает диффузия кислорода из воздуха и вследствие этого атмосферная коррозия

в большинстве случаев относится к процессам с кислородной деполяризацией.

В атмосферных условиях продукты коррозии почти полностью остаются на поверхности металла. Вначале тонкая пленка продуктов коррозии ускоряет процесс, но в дальнейшем образующаяся толстая пленка продуктов коррозии является пассивирующей и препятствует разрушению металла.

Наличие в атмосфере различных газов (CO_2 , SO_2 и NH_3) или взвешенных частиц солей сильно ускоряет процесс коррозии.

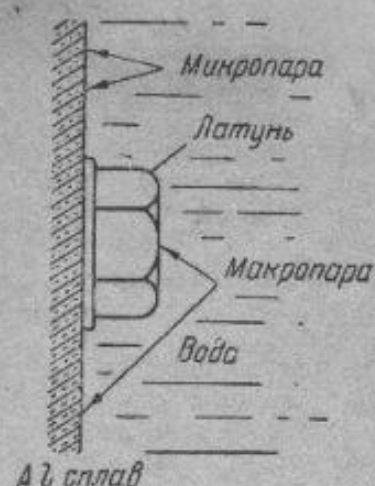
§ 9. Коррозия при контакте двух различных металлов

Как говорилось выше, физически или химически неоднородный металл под действием электролита корродирует вследствие работы микропар. Тот же случай мы будем иметь, если в электролит погружены два различных металла, находящихся в контакте.

При этом образуется так называемый макроэлемент. Так как металлические конструкции строятся из различных металлов, то такой вид коррозии встречается в практике очень часто.

Процесс коррозии обусловлен не только наличием контакта двух металлов (макропара), но и наличием неоднородностей самих металлов (т. е. наличием и микропар), как схематически показано при соединении латунным болтом листов из алюминиевого сплава (фиг. 503).

При наличии макропар в конструкции детали, изготовленные из металлов с положительным потенциалом, будут играть роль катодов макроэлемента, а детали с наиболее электроотрицательным потенциалом — роль анодов. Анодные детали будут разрушаться, а катодные останутся нетронутыми (возможно лишь разрушение вследствие собственных микропар). Чем больше



Фиг. 503. Схематическое изображение комбинации микро- и макропар (Акимов).

разность потенциалов между катодными и анодными деталями, тем при прочих равных условиях сильнее коррозия. В соединении, показанном на фиг. 503, катодом является латунный болт, а анодом — лист из алюминиевого сплава. Соединение латунным болтом алюминиевого листа вызовет ускоренную коррозию последнего. Такое соединение, как правило, недопустимо.

В эксплуатационных условиях и при конструировании сопряженных деталей необходимо учитывать вредное влияние контактов различных металлов и сплавов. Недопустимыми контактами для алюминиевых сплавов являются нержавеющие и специальные стали, медные и никелевые сплавы и благородные металлы.

Для деталей из магниевых сплавов недопустимы контакты со сталями, алюминиевыми сплавами, медными, никелевыми сплавами и благородными металлами.

Для стальных деталей опасен контакт с медными, никелевыми сплавами и благородными металлами.

В данном случае имеет значение различие в потенциалах сопряженных металлов в данном электролите. Металл, потенциал которого

в данной среде (электролите) ниже, явится анодом и будет корродировать.

ЛИТЕРАТУРА

Г. Акимов, Теория и методы исследования коррозии металлов. Изд. Академии наук СССР, 1945 г.

В. Креннг, Р. Амбарцумян, Коррозия металлов в авиации. Оборонгиз, 1941 г.

Ю. Эванс, Коррозия металлов. ОНТИ, 1932 г.

Ю. Эванс, Коррозия, пассивность и защита металлов. Metallurgizdat, 1941 г.

ГЛАВА XXIV

КОРРОЗИОННОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И МЕТОДЫ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ

§ 1. Виды коррозионных разрушений

Виды коррозионных разрушений можно разделить на три группы:

а) Равномерная коррозия (фиг. 504,а) сопровождается равномерным разрушением металла или сплава по всей поверхности. В этом случае микроэлементы должны быть расположены по всей по-



Фиг. 504. Основные виды коррозионных разрушений.

верхности на относительно близком расстоянии друг от друга. В большинстве случаев равномерной коррозии подвергаются однофазные структуры или мелкодисперсные многофазные.

б) Местная коррозия характеризуется тем, что металл разрушается на отдельных участках поверхности (фиг. 504,б)¹.

Местная коррозия чаще всего бывает у многофазных сплавов с грубой структурой, но встречается и у однофазных сплавов или чистых металлов, если защитная пленка оказалась недостаточно устойчивой в данной коррозионной среде.

Все поверхностные дефекты, как например, царапины, задиры, риски вызывают местную коррозию, потому что на дефектных участках разрушена окисная пленка, к ним затруднен доступ кислорода, и они, являясь анодами, интенсивно разрушаются. Помимо внутренних факторов, связанных со структурой и состоянием металла, местную коррозию вызывает и неоднородность электролита, например, неравномерное растворение в нем газов (кислорода).

¹ В зависимости от степени сосредоточенности местная коррозия носит название: коррозия пятнами, питтинг и точечная. Коррозия пятнами — крупные участки, подвергшиеся разрушению, разбросаны по поверхности металла; питтинг — более сосредоточенная коррозия; точечная — еще более сосредоточенная в виде отдельных мелких глубоких точек.



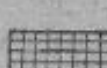
в) Интеркристаллитная коррозия является особым видом местной коррозии (фиг. 504,в). Коррозии подвергаются главным образом границы зерен. Коррозия распространяется глубоко внутрь металла, часто даже не вызывая заметных изменений на поверхности. Для возникновения интеркристаллитной коррозии потенциал границы зерна должен быть существенно ниже, чем сердцевины, т. е. граница зерна должна быть анодом и подвергаться разрушению.

Следует отметить, что все перечисленные типы коррозионного разрушения не всегда встречаются порознь. Очень часто наблюдаются случаи, когда одновременно действуют два вида коррозии. Так, например, наряду с местной коррозией пятнами, может происходить и интеркристаллитная коррозия и т. д.

§ 2. Влияние на процесс коррозии внутренних и внешних факторов

Процесс коррозии зависит от многочисленных факторов, которые можно разделить на *внутренние*, зависящие от состава и строения корродирующего металла и его поверхности, и на *внешние* факторы — природа среды, температура, давление и т. д.

IA		IIA		IIIA		IVA		VA		VIA		VIIA		VIIIA			IB	IIB	IIIB
3	4																		
Li	Be																		
11	12	13																	
Na	Mg	Al																	
19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	31							
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga							
37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49							
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Ma	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In							
55	56	57-71	72	73	74	75	76	77	78	79	80	81							
Cs	Ba	P.33	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl							

 *Весьма неустойчивые*
  *Неустойчивые*
  *Весьма устойчивые*

Фиг. 505. Склонность металлов к коррозии.

Природа металла или состав подвергающегося коррозии сплава является важнейшим фактором, определяющим коррозионную устойчивость металла или сплава в данных условиях.

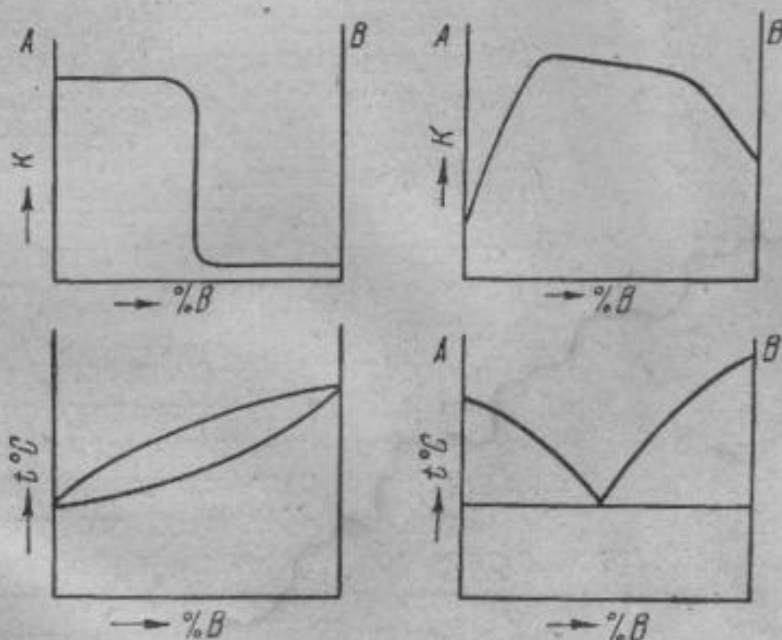
Нет металлов абсолютно устойчивых в отношении коррозии, т. е. все металлы корродируют. Но скорости коррозии столь различны, что одни металлы мы можем назвать чрезвычайно устойчивыми в коррозионном отношении, другие весьма неустойчивыми (фиг. 505).

Металлы группы IA столь неустойчивы (на воздухе, в воде и других промышленных средах), что применение их для технических целей исключается. Коррозионная устойчивость металлов по мере увеличения номера группы повышается. Повышение коррозионной устойчи-

вости зависит, главным образом, от того, что у металлов групп II—VIIIА образуются прочные пассивирующие пленки (в особенности это относится к таким металлам, как Cr, Mo, Al).

Склонность к образованию окисных пленок уменьшается у элементов VII—VIII группы А (Co; Ni; Pd и др.) и у В-металлов. Достаточно высокая химическая стойкость большинства из этих металлов является свойством самого металла.

В центре периодической системы расположены металлы с высокой коррозионной стойкостью, хотя у них (исключая Pt) пассивирующей пленки не образуется.



Фиг. 506. Схематическое изображение коррозионной устойчивости гомогенных и гетерогенных сплавов.

Коррозионные свойства сплавов зависят от того, является сплав гомогенным или гетерогенным. Если оба компонента образуют неограниченный твердый раствор (Fe—Cr; Cu—Au и т. д.) и среда сильно действует на один компонент и не действует на другой, то изменение в составе не изменяет коррозионной устойчивости (неустойчивого компонента) до тех пор, пока содержание второго компонента не переходит определенного предела. Тогда потенциал сплава резко повышается (скачкообразно) и достигает потенциала второго компонента (фиг. 506). Все сплавы с таким или большим содержанием второго компонента являются столь же коррозионно устойчивыми, как чистый второй компонент.

При образовании гетерогенной структуры коррозионная стойкость зависит от разности потенциалов между имеющимися в сплаве фазами, от степени дисперсности фаз, от взаимного расположения и форм структурных составляющих и многих других обстоятельств.

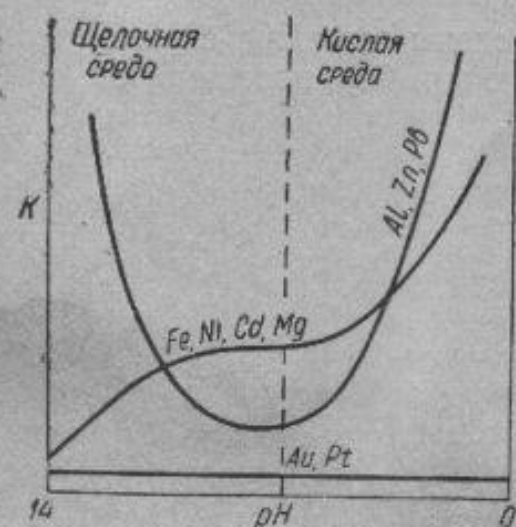
Можно сделать вывод, что образование гетерогенной и неоднородной структуры ухудшает коррозионную устойчивость сплава, но законы изменения коррозионных свойств в гетерогенных системах сложны¹.

¹ Иногда наблюдается и улучшение коррозионной устойчивости при образовании гетерогенной структуры. Например, второй компонент более склонен к образованию пассивирующей пленки и его в сплаве такое количество, что образовавшаяся пассивирующая пленка этого металла покрывает всю поверхность.

О влиянии таких внутренних факторов, как напряжение и состояние поверхности, будет сказано в § 3.

Важнейшим внешним фактором коррозии является химическая природа электролита (коррозионной среды).

Зависимость интенсивности коррозии K от pH раствора¹ для трех принципиальных случаев показана на фиг. 507.



Фиг. 507. Основные типы зависимости скорости коррозии от pH раствора.

Скорость коррозии благородных металлов (Au, Pt) очень мала и не зависит от величин pH .

Алюминий, цинк, свинец устойчивы в нейтральных средах и неустойчивы в кислых и щелочных (так как окислы этих металлов растворимы в кислых и щелочных растворах). Железо, никель, кадмий, магний устойчивы в щелочах и неустойчивы в кислотах.

Влияние растворенного кислорода в электролите весьма велико, но неодинаково для различных коррозионных процессов.

Увеличение содержания кислорода способствует образованию окисной пленки и в этом отношении благоприятно влияет на повышение коррозионной устойчивости. С другой стороны, как деполаризатор кислород может ускорить коррозионный процесс.

При увеличении скорости движения раствора и повышении температуры коррозионные процессы в большинстве случаев ускоряются.

§ 3. Влияние коррозионного разрушения на механические свойства

Коррозионное разрушение неблагоприятно отражается на механических свойствах. Влияние различных видов коррозии весьма различно.

Наименее опасна равномерная коррозия. Наличие корродированной поверхности уменьшает живое сечение металла, и при равномерно распределенном напряжении по сечению (растяжение, сжатие) увеличение напряжения пропорционально степени коррозии, выраженной в приросте (или потере) в весе.

При изгибе, кручении коррозионное разрушение опасно, так как повреждаются наиболее нагруженные слои. Но и в этом случае увеличение напряжений в конструкции пропорционально изменению в весе детали в результате коррозии.

Изменение эпюры напряжений при растяжении и изгибе в результате равномерной коррозии схематически показано на фиг. 508.

Равномерную коррозию легко обнаружить хотя бы по внешнему виду; значительно хуже обстоит дело с местной коррозией. В этом случае отдельные сечения являются ослабленными; механические свойства в этих сечениях значительно ухудшены, хотя в других сечениях они сохраняют прежнее значение. Но прочность конструкции в целом зависит от прочности наиболее слабого сечения и, следовательно, местная коррозия сильно влияет на механические свойства. Степень ухуд-

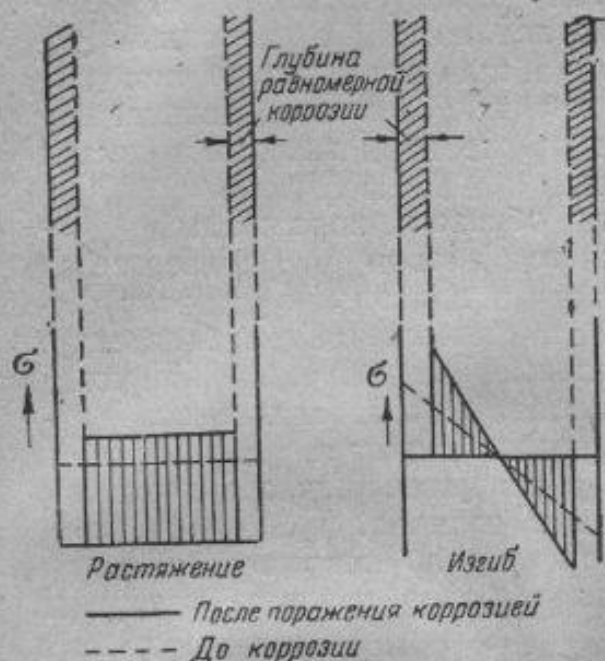
¹ pH логарифм концентрации водородных ионов.

шения механических свойств ни в какой мере не определяется степенью коррозии, измеренной по изменению в весе.

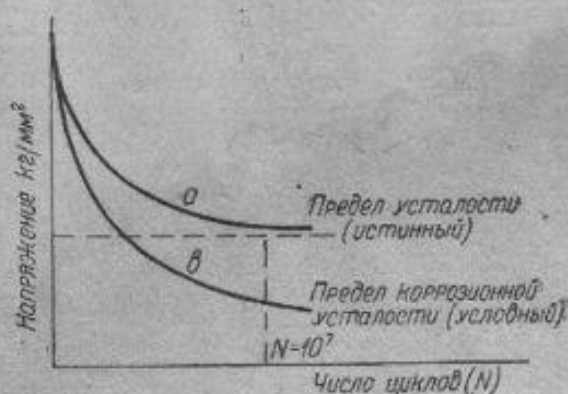
При интеркристаллитной коррозии глубина поражения особенно велика и ухудшение механических свойств особенно сильно, тогда как изменения в весе и во внешнем виде обычно совершенно не происходят даже при далеко зашедшем процессе интеркристаллитной коррозии.

Напряженное состояние металла также весьма сильно сказывается на течении процесса коррозии.

Большим числом экспериментов установлено, что напряжения в упругой и пластической области увеличивают коррозионную актив-



Фиг. 508. Схема изменений эпюры напряжений после равномерной коррозии.



Фиг. 509. Диаграмма усталости для чистой усталости и коррозионной усталости

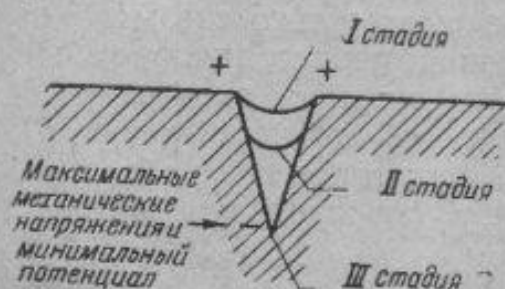
ность материала за счет понижения его электродного потенциала. Причем понижение его потенциала тем больше, чем больше напряжения. Помимо этого характер коррозии у металла, находящегося в напряженном состоянии, несколько иной. В ряде случаев равномерная или местная коррозия под влиянием напряжений превращается в интеркристаллитную. Так, например, дуралюмин, не склонный в нормальном закаленном состоянии к интеркристаллитной коррозии, при наличии напряжений, даже не выходящих за предел пропорциональности, обнаруживает ярко выраженную интеркристаллитную коррозию. Холоднодеформированная латунь способна самопроизвольно растрескиваться; это явление носит название сезонной хрупкости.

Существенно сказываются на металлах переменные напряжения. В этом случае коррозионные процессы протекают интенсивнее, а явления усталости возникают при таких напряжениях, которые при отсутствии коррозионных воздействий не могли бы вызвать усталостного разрушения. Разрушение металла, вследствие коррозионного воздействия и циклического напряжения, носит название *коррозионной усталости*.

При одновременном механическом и коррозионном воздействии кривая усталости располагается ниже и, кроме того, при коррозионной усталости нельзя определить истинного предела усталости, так как кривая непрерывно понижается (фиг. 509).

Механизм процесса коррозионной усталости можно представить себе следующим образом.

Известно, что надрезы, запилы и другие факторы, способствующие концентрации напряжений, снижают сопротивляемость материала усталости. При одновременном воздействии коррозии и переменных напряжений сначала на поверхности детали образуются небольшие углубления, вызванные местным коррозионным разрушением (фиг. 510). На этом участке происходит концентрация напряжений, с одной стороны,



Фиг. 510. Схема разрушения материала вследствие коррозионной усталости.

а с другой — этот участок будет обладать наиболее низким электродным потенциалом в силу того, что на нем разрушена защитная пленка, сконцентрированы напряжения и затруднен доступ кислорода.

Таким образом, пораженный участок является анодом и подвергается дальнейшему коррозионному разрушению. При этом поражение углубляется, а, следовательно, концентрация напряжений возрастает и сопротивляемость материала усталости падает.

Происходит двухстороннее ускорение разрушения, что в конечном итоге приводит к ускоренному разрушению изделия.

В результате коррозионной усталости деталь покрывается сетью микроскопических трещин, переходящих в более крупную трещину, которая и приводит к разрушению.

§ 4. Защита металлов от коррозии

В настоящее время существует довольно много методов защиты изделий и конструкций от коррозии. При выборе того или иного метода защиты необходимо точно установить причину и условия коррозии, так как в ряде случаев метод, хорошо предохраняющий детали, работающие в одних коррозионных условиях, в других может не оказать защитного действия. Помимо этого необходимо учитывать форму и размеры защищаемых изделий, а также экономическую выгоду применения того или иного метода.

Основные методы защиты металлов от коррозии можно разбить на следующие группы:

- а) защита легированием;
- б) защита путем обработки внешней среды;
- в) защита окисными пленками;
- г) защита металлическими покрытиями;
- д) протекторная защита;
- е) защита неметаллическими покрытиями.

Каждая группа содержит ряд методов, отличающихся по способу нанесения защитного покрытия или по механизму защиты.

а) Защита легированием

Принцип защиты легированием состоит в сплавлении металла с одним или несколькими другими элементами, в результате чего снижается склонность сплава к коррозии или более опасный вид коррозии переходит в менее опасный; например, интеркристаллитная коррозия переходит в менее опасный вид — равномерную коррозию.

Коррозионная стойкость при легировании может повышаться вследствие механической защиты атомов основного металла атомами леги-

рующего элемента. Но такой вид защиты требует введения значительного количества легирующего элемента. Чаще применяется защита путем образования стойких защитных пленок или продуктов коррозии, в которых присутствуют атомы легирующего вещества. Так, при введении марганца в магниевые сплавы резко повышается коррозионная стойкость последних, вследствие того, что атомы марганца входят в состав продуктов коррозии и сильно повышают защитные свойства пленки.

При введении хрома в сталь последняя значительно лучше сопротивляется газовой коррозии, так как при достаточном содержании хрома на поверхности материала образуется плотная окись хрома вместо рыхлой окиси железа.

Если в сплаве существует несколько фаз с различными электродными потенциалами, то введение нового элемента может изменить электродные потенциалы отдельных фаз так, что разность потенциалов уменьшится, а следовательно, ослабеет деятельность микроэлементов и сплав будет более коррозионно стойким.

б) Защита путем обработки внешней среды

Обработка внешней среды может заключаться в удалении из нее всех вредных составляющих, вызывающих коррозию. Этот метод имеет большое применение в агрегатах, питаемых водой, причем из воды удаляют кислород, который, как известно, является деполяризатором и сильно ускоряет коррозию.

В настоящее время распространен метод обработки внешней среды, состоящий не в удалении из нее кислорода, а в введении во внешнюю среду присадок, уменьшающих ее коррозионную активность.

Так, для понижения активности воды в охлаждающей системе авиамотора к воде прибавляют 0,5% хромпика. Очевидно, что этот способ защиты от коррозии возможен лишь в замкнутых системах.

в) Защита окисными пленками

Естественные окисные пленки, как известно, предохраняют металл от коррозии. Получение значительно более толстых искусственных пленок еще лучше предохраняет металл от действия внешней среды. Защитное действие окисной пленки основано на механическом препятствии ионам электролита взаимодействовать с атомами металла. Хорошее защитное действие оказывают только пленки, не имеющие пор; в противном случае коррозия может даже усилиться вследствие разности потенциалов между пленкой и основным металлом¹.

Защита окисными пленками широко применяется для стальных, алюминиевых и магниевых изделий.

Существуют два способа получения окисных пленок:

1. Травление в сильных окислительных средах (оксидирование).
2. Анодная обработка в окислительных средах (анодирование).

При оксидировании на поверхности изделия создается слой окислов. Для сталей главной составляющей окисного слоя является магнитная окись железа, вследствие чего детали приобретают синий или черный цвет (отсюда название — воронение).

¹ Поэтому все искусственные пленки для устранения пористости пропитывают каким-либо жирным веществом или наполняют пассиватором (обычно хромпиком).

Оксидирование обеспечивает достаточную коррозионную стойкость стали лишь в атмосферных условиях при отсутствии сильной влажности.

Более коррозиестойчивой пленкой является пленка, полученная путем фосфатирования. При фосфатировании на поверхности изделий образуется пленка, состоящая из фосфорнокислых солей марганца и железа, которая и предохраняет металл от коррозии. Фосфатные пленки являются надежной защитой в атмосферных условиях даже со значительной влажностью. Помимо этого фосфатирование является прекрасным грунтом под лакокрасочные покрытия.

Для алюминиевых сплавов защита окисными пленками является наиболее распространенным видом защиты. В практике широко применяют как химический метод оксидирования, так и электрохимический (анодное оксидирование).

Оксидированию можно подвергать все алюминиевые сплавы, но сплавы, содержащие в большом количестве свободные включения Cu Al_2 и Fe Al_3 , оксидируются значительно хуже, вследствие того, что указанные свободные включения не покрываются окисной пленкой, а растворяются. При химическом оксидировании обычно получают окисные пленки толщиной от 0,5 до 1 μ , тогда как анодирование позволяет получить пленки значительно большей толщины 3—12 μ и выше. Пленка состоит из гидратов окиси хрома и алюминия, так как оксидирование производится в растворе хромистых солей.

Хотя пленки, полученные при химическом оксидировании, и повышают коррозионную стойкость алюминиевых сплавов, но их защитные свойства все же недостаточно высоки. Обычно необходимо дополнительно покрывать поверхность лаками или красками.

Анодное оксидирование значительно более широко распространено в авиации вследствие того, что пленки, полученные этим методом, обладают лучшими защитными свойствами. Анодное оксидирование — это электрохимический процесс, при котором происходит искусственное утолщение окисной пленки, причем по данным ряда исследований пленка состоит из гидратированной в различной степени окиси алюминия.

В авиационной промышленности наиболее широко применяются методы анодного оксидирования в хромовой и серной кислотах.

Недостаточная коррозионная устойчивость магния и его сплавов искусственно повышается применением оксидирования¹.

В результате процесса оксидирования образуется пленка приятного золотистого цвета, хорошо устойчивая в сухой атмосфере и складских помещениях. В более тяжелых коррозионных условиях необходимо немедленно после оксидирования покрыть детали лаками или красками.

г) Защита металлическими покрытиями

При защите металлов и сплавов металлическими покрытиями необходимо различать два случая:

1. Покрытие является катодным, т. е. металл покрытия обладает более электроположительным электродным потенциалом, чем потенциал основного металла. В этом случае покрытие механически препятствует ионам электролита соприкасаться с основным металлом. Для хорошей

¹ Из многочисленных методов оксидирования магниевых сплавов в СССР широко применяется метод химического оксидирования в растворах хромпика и азотной кислоты.

защиты необходимо, чтобы покрытие было сплошным и беспористым. При нарушении сплошности покрытия образуется гальваническая пара, в которой основной металл является анодом и, следовательно, подвергнется разрушению. Таким образом, катодное покрытие эффективно защищает металл лишь в случае беспористости и сплошности, в противном случае такое покрытие будет усиливать коррозию основного металла.

2. Покрытие является анодным в том случае, когда электрохимический потенциал его электроотрицательнее, чем потенциал основного металла. Анодное покрытие защищает металл не только механически, но и электрохимически, т. е. в случае образования пор или оголенных участков появятся короткозамкнутые гальванические элементы, в которых основной металл будет играть роль катода, а металл покрытия будет играть роль анода и разрушаться.

Анодными покрытиями для железа и стали являются цинк и кадмий; покрытия оловом, свинцом, медью, никелем и хромом являются катодными.

В настоящее время существует ряд способов нанесения металлических покрытий:

- покрытие путем погружения в расплавленный металл;
- гальванические покрытия;
- диффузионные покрытия;
- покрытия путем набрызгивания;
- покрытия методом плакирования.

Покрытие путем погружения в расплавленный металл применяется только для изделий, для которых температурные воздействия не имеют значения. В настоящее время этот метод применяют для покрытия металлами, имеющими невысокую температуру плавления: цинком (оцинковка), оловом (лужение), свинцом, алюминием.

Сущность метода состоит в том, что изделие на несколько секунд погружают в расплавленный металл. После выгрузки и охлаждения на воздухе изделие будет покрыто пленкой соответствующего металла, которая и является защитной. При этом только наружная часть пленки состоит из сравнительно чистого металла, под ним находится слой промежуточных соединений, которые осуществляют хорошее сцепление покрытия с основным металлом. При покрытии цинком промежуточный слой состоит из интерметаллических соединений $FeZn_7$ и $FeZn_9$, а при лужении (покрытие оловом) — из соединения $FeSn_2$.

Покрытие методом погружения широко применяется как для готовых изделий, так и для полуфабрикатов (листы, трубы, проволока).

Несмотря на простоту и большую скорость процесса, метод погружения имеет ряд существенных недостатков:

- 1) неприменим для изделий, не терпящих температурных воздействий, например, для закаленной стали;
- 2) нельзя регулировать толщину слоя покрытия, что в ряде случаев приводит к излишнему расходу металла;
- 3) толщина покрытия получается неодинаковой, неизбежны затеки;
- 4) технически достаточно просто осуществимо покрытие только низкоплавкими металлами и сплавами.

Гальванические покрытия металлами за последнее время приобретают все большее значение вследствие ряда преимуществ

перед другими видами металлических покрытий. Основным преимуществом электролитического покрытия является возможность получить равномерный слой любой толщины, что сильно сокращает расход металлов. Помимо этого электролитические покрытия не влияют на механические свойства изделий и для защиты требуются в незначительных толщинах от 0,005 до 0,030 мм.

Сущность гальванического метода покрытия состоит в том, что изделия в качестве катодов подвешивают в электролитическую ванну, состоящую из водного раствора соли осаждаемого металла. Анодами в процессе электроосаждения являются или пластины из осаждаемого металла, или же нерастворимые аноды, например, свинцовые (в хромовой ванне). Электролитические покрытия можно делать как в кислых, так и в щелочных ваннах. Большое распространение, несмотря на высокую вредность, имеют цианистые электролиты, вследствие того, что они дают очень мелкий, хорошо пристающий к поверхности изделия осадок и обладают высокой рассеивающей способностью, т. е. дают незначительную разницу в толщине покрытия на выпуклых и вогнутых частях изделия. Кислые электролиты очень просты в работе, но рассеивающая способность их невелика. Часто для получения хорошего защитного слоя процесс электроосаждения ведут в двух ваннах, сначала в цианистой, а затем в кислой.

Для получения гальванических покрытий высокого качества необходимо точно соблюдать установленный режим работы электролитических ванн.

Защитные свойства гальванических покрытий очень высоки вследствие их мелкозернистого строения, хорошего сцепления с основным металлом и почти полного отсутствия пор.

В настоящее время гальваническим методом наносят различные металлы и сплавы. Из них цинк и кадмий являются преимущественно защитными покрытиями, так как они анодны по отношению к большинству металлов и хорошо защищают их в атмосферных условиях. Покрытия никелем и хромом называются декоративными. Они защищают металл от коррозии только механически, но придают изделию красивый вид¹.

Серебрение и золочение применяются как покрытия с особо высокими декоративными свойствами.

За последнее время гальванический метод покрытия развивается в двух направлениях.

Первое направление — это получение блестящих покрытий, имеющих декоративное значение. Кроме того, блестящие слои, как правило, являются малопористыми, а поэтому и наиболее надежными защитниками от коррозии.

Второе направление в гальваностегии — это стремление заменить покрытие из чистых металлов сплавами. В настоящее время широко применяется латунирование, покрытие сплавами Cu—Sn, Cu—Ni и др.

Диффузионное покрытие производят путем нагревания изделий в порошке металла (или газообразных соединениях этого металла), из которого желателен получить покрытие. Этот процесс применяется для покрытия изделий цинком, алюминием, хромом. Процесс покрытия цинком называется шерардизацией и применяется, главным образом, для мелких стальных изделий. Покрытие алюминием (алитирование) также довольно широко применяется для стальных изделий, так как сильно повышает их жаростойкость. К диффузионным покрытиям можно отнести и азотизацию, хотя при азотировании мы не по-

¹ Обычно декоративное покрытие для лучшего пристаивания и уничтожения пористости наносят с подслоем меди. Например, при хромировании изделия вначале наносят слой меди, а затем никеля, и уже после этого в тонких слоях от 0,0005 до 0,001 мм наносят хром.

лучаем металлических защитных пленок. Азотированные изделия хорошо сопротивляются коррозии в атмосферных условиях и нейтральных растворах, вследствие образования на поверхности слоя стойких нитридов.

Покрытие путем набрызгивания состоит в том, что на поверхность изделия или конструкции набрызгивается расплавленный металл¹.

Этот метод имеет большое распространение для покрытия больших конструкций или собранных аппаратов, когда другие методы неприменимы. По качеству покрытие набрызгиванием уступает гальваническому покрытию, так как получающийся слой порист. Промышленное применение получило набрызгивание цинком, кадмием и их сплавами стальных конструкций, а также покрытие дуралюминовых конструкций чистым алюминием и цинком.

Покрытие методом плакирования широко применяется в авиации для покрытия дуралюмина чистым алюминием. Плакированный дуралюмин имеет повышенную стойкость против коррозии как в атмосферных условиях, так и в морской воде. Это объясняется тем, что алюминий, вследствие наличия стойкой окисной пленки, сам хорошо сопротивляется коррозии и, кроме того, данное покрытие является анодным, так что даже при обнажении основного металла в первую очередь будет разрушаться алюминий.

Методом плакирования получают биметаллы — железо, плакированное медью, томпаком, нержавеющей сталью, алюминием и т. д.

д) Протекторная защита

Как известно, при контакте двух различных металлов, находящихся в среде электролита, разрушению подвергается металл с более электроотрицательным потенциалом (анод), тогда как металл с более электроположительным потенциалом (катод), остается неизменным. Сущность метода протекторной защиты и состоит в том, что к защищаемой конструкции присоединяют кусок металла или сплава, имеющего в данной среде более электроотрицательный потенциал, чем потенциал основного материала конструкции. Этот добавочный кусок металла, подвергающийся разрушению, называется протектором. Таким образом при защите протектором коррозия не уничтожается полностью, а переносится на определенное место конструкции — протектор, который заменяется по мере необходимости.

Наилучшее защитное действие получается при использовании протектора в довольно сильных коррозионных средах, например, в морской воде, в более мягких средах (атмосфера, пресная вода) защитное действие протектора значительно слабее, так как вследствие низкой электропроводности среды действие протектора распространяется на меньшее расстояние.

Поэтому практически протекторная защита наиболее часто используется для конструкций, работающих в морской воде, например для защиты подводной части гидросамолетов, морских кораблей и т. д.

¹ Этот метод впервые был предложен Шоопом и называется шоопированием. Шоопирование производится из специального аппарата (пистолета), в который металл подается в виде проволоки и расплавляется горячей газовой смесью. Наилучшей подготовкой поверхности под шоопирование является пескоструйная очистка, так как металл пристаёт только благодаря силам сцепления и покрытие состоит из чешуек металла.

За последние годы стали успешно применять протекторы для защиты рубашек и цилиндров двигателей внутреннего сгорания, а также насосов и трубопроводов, работающих в морской воде.

В качестве металла для протекторов обычно применяется цинк.

е) Защита неметаллическими покрытиями

Наиболее распространенными неметаллическими покрытиями являются лаки и краски. Окраска до сих пор является основной мерой защиты железных конструкций и сооружений, подвергающихся действию атмосферы.

Лакокрасочные покрытия имеют преимущество перед металлическими покрытиями, состоящее в том, что они вследствие своей жидкотекучести легко закрывают все поры и углубления, имеющиеся в изделии. К недостаткам лакокрасочных покрытий следует отнести их способность пропускать влагу и растрескиваться. Защитное действие лакокрасочного покрытия сводится к изоляции металла от внешней среды, но так как все лакокрасочные покрытия в той или иной мере пропускают влагу, то они далеко несовершенны.

Наиболее распространенным видом лакокрасочного покрытия являются масляные краски.

Защитные покрытия, применяемые в авиационной промышленности

При защите металлов и сплавов от коррозии необходимо учитывать как природу металлов, так и условия их работы. В авиационной промышленности наиболее распространенными методами защиты являются следующие:

1. Для алюминиевых сплавов применяется анодное оксидирование с последующим нанесением лакокрасочного покрытия.

2. Магниевого сплавы подвергаются химическому оксидированию и окраске.

3. Стальные детали подвергаются цинкованию или кадмированию. В случае нетяжелых условий работы применяются лакокрасочные покрытия.

4. Нержавеющие стали и медные сплавы обычно не защищают от коррозии.

ЛИТЕРАТУРА

Г. Акимов, Теория и методы исследования коррозии металлов. Изд. Акад. наук СССР, 1945 г.

Г. Акимов, Основы учения о коррозии и защите металлов. Металлургиздат, 1946 г.

В. Лайнер и Н. Кудрявцев, Основы гальваностегии, т. I. Металлургиздат, 1943 г.

В. Крейг и Р. Амбарцумян, Коррозия металлов в авиации. Оборонгиз, 1941 г.

Ю. Эванс, Коррозия металлов. ОНТИ, 1932 г.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Стр.

Предисловие	3
-----------------------	---

Часть I

МЕТАЛЛОГРАФИЯ

Глава I. Атом и кристаллическое строение металлов	5
§ 1. Атомное строение вещества	5
§ 2. Строение атома	6
§ 3. Строение атома и периодическая система элементов	11
§ 4. Свойства и строение атома	13
§ 5. Современные представления о строении атома	14
§ 6. Межатомные связи	18
§ 7. Кристаллическая решетка металлов	24
§ 8. Кристаллографические плоскости и анизотропия свойств	24
Глава II. Кристаллизация	26
§ 1. Плавление	26
§ 2. Кристаллизация (модельные представления)	27
§ 3. Условия кристаллизации. Переохлаждение	28
§ 4. Теория кристаллизации Таммана	30
§ 5. Факторы, влияющие на величины с.к. и ч.ц.	32
§ 6. Форма кристаллических образований. Слиток	33
§ 7. Превращения в твердом состоянии. Аллотропия	36
§ 8. Магнитные превращения	40
Глава III. Основы строения сплавов	40
§ 1. Общие положения	40
§ 2. Механическая смесь	41
§ 3. Химическое соединение	41
§ 4. Твердый раствор	44
§ 5. Твердый раствор на базе химического соединения	49
§ 6. Упорядоченные твердые растворы	51
§ 7. Электронные соединения	52
§ 8. Фазы внедрения	53
Глава IV. Диаграммы состояний	56
§ 1. Правило фаз	56
§ 2. Общие замечания о построении диаграмм состояний	59
§ 3. Экспериментальное построение диаграмм	60
§ 4. Диаграмма состояний I рода	63
§ 5. Правило отрезков	67
§ 6. Диаграмма состояний II рода	69
§ 7. Диаграмма состояний III рода	71
§ 8. Диаграмма состояний IV рода	76
§ 9. Диаграмма состояний V рода	78
§ 10. Диаграмма состояний с полиморфными превращениями	79

§ 11. Система с тремя компонентами	81
§ 12. Упрощенные методы изучения многокомпонентных систем	90
§ 13. Связь между свойствами сплавов и диаграммой состояний	93
Глава V. Диаграмма железо—углерод	95
§ 1. Историческая справка	95
§ 2. Диаграмма состояния	96
§ 3. Структурные составляющие железоуглеродистых сплавов	112
§ 4. Процесс графитизации. Серые и ковкие чугуны	114
§ 5. Влияние так называемых „постоянных примесей“	118

Часть II

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Глава VI. Упругость, пластичность и разрушение металлов	123
§ 1. Основные определения	123
§ 2. Упругая деформация	129
§ 3. Пластическая деформация	132
§ 4. Разрушение материала	134
§ 5. Процесс деформации	135
Глава VII. Механические свойства металлов	140
§ 1. Общие соображения	140
§ 2. Механические свойства, определяемые при статическом растяжении	141
§ 3. Другие статические свойства	145
§ 4. Механические свойства при ударных нагрузках (ударная вязкость)	150
§ 5. Механические свойства при повторно-переменных нагрузках. Усталость металлов	154
§ 6. Влияние температуры на механические свойства	157
§ 7. Оценка металлов по их механическим свойствам	161
Глава VIII. Рекристаллизация	164
§ 1. Влияние пластической деформации на свойства металла	164
§ 2. Влияние нагрева на строение и свойства деформированного металла	167

Часть III

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Глава IX. Общие положения	176
Глава X. Теория термической обработки стали	184
§ 1. Превращения при нагреве (превращение перлита в аустенит)	184
§ 2. Рост аустенитного зерна	186
§ 3. Процесс образования перлита	190
✓ § 4. Превращение при непрерывном охлаждении. Критическая скорость закали	199
§ 5. Мартенситное превращение. Мартенсит. Остаточный аустенит	205
§ 6. Превращения при отпуске	213
§ 7. Свойства термически обработанной стали	218
Глава XI. Практика термической обработки стали	228
§ 1. Выбор температуры закали	228
§ 2. Скорость нагрева	230
§ 3. Химическое действие нагревающей среды	232
§ 4. Закалочные среды	234
§ 5. Прокаливаемость	237
✓ § 6. Внутренние напряжения	248
§ 7. Способы закали	251
§ 8. Практические приемы закали	255

	<i>Стр.</i>
§ 9. Дефекты, возникающие при закалке	257
§ 10. Отжиг	258
§ 11. Нормализация	262
Глава XII. Поверхностная закалка стали	263
§ 1. Классификация методов поверхностной закалки	263
§ 2. Поверхностная закалка при нагреве ацетилено-кислородным пламенем	264
§ 3. Поверхностная закалка при нагреве электрическим током	265
Глава XIII. Термохимическая обработка стали	270
§ 1. Общая теория диффузии элементов в железо (сталь)	270
А. Цементация стали	274
§ 2. Цементация стали твердым карбюризатором	274
§ 3. Термохимическая обработка цементированных изделий и свойства цементированного слоя	277
§ 4. Цементируемые стали	281
§ 5. Газовая цементация стали	282
Б. Азотизация стали	285
§ 6. Азотистые фазы в сталях	285
§ 7. Механизм образования и свойства азотированного слоя	288
§ 8. Технология процесса азотизации	294
В. Цианирование стали	296
§ 9. Жидкое цианирование	297
§ 10. Газовое цианирование стали (нитроцементация)	299
Г. Диффузионная металлизация	301
§ 11. Алитирование, хромирование и силицирование	301

Часть IV

ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Глава XIV. Влияние легирующих элементов	304
§ 1. Классификация примесей в стали	304
§ 2. Влияние элементов на полиморфизм железа	305
§ 3. Реальные двойные системы железо—легирующий элемент	309
§ 4. Распределение легирующих элементов в стали	314
§ 5. Влияние легирующих элементов на феррит	317
§ 6. Карбидная фаза в легированных сталях	320
§ 7. Образование и распад аустенита в легированных сталях	327
§ 8. Влияние легирующих элементов на изотермический распад аустенита	330
§ 9. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение и количество остаточного аустенита	333
§ 10. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита	334
§ 11. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость	335
§ 12. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске	336
Глава XV. Классификация и маркировка легированных сталей	338
А. Классификация легированных сталей	338
§ 1. Классификация по структуре в отожженном состоянии	338
§ 2. Классификация по структуре в нормализованном состоянии	340
§ 3. Классификация по количеству легирующих элементов	341
§ 4. Классификация по применению	341

	<i>Стр.</i>
Б. Маркировка легированных сталей	342
§ 5. Маркировка по ГОСТ	342
§ 6. Маркировка по SAE	343
Глава XVI. Конструкционные стали	344
А. Механические свойства сталей	344
§ 1. Механические свойства углеродистой стали и влияние термической обработки	344
§ 2. Влияние легирующих элементов на механические свойства	346
Б. Марки конструкционных сталей	351
I. Цементируемые стали	351
§ 3. Углеродистые стали	351
§ 4. Марганцовистые стали	353
§ 5. Хромистые стали	353
§ 6. Никелевые стали	354
§ 7. Хромоникелевые стали	355
§ 8. Хромоникельвольфрамовые стали	358
§ 9. Новые малолегированные низкоуглеродистые стали	365
II. Улучшаемые стали	367
§ 10. Углеродистые стали	367
§ 11. Хромистые стали	370
§ 12. Хромованадиевые стали	371
§ 13. Хромоникелевые стали	374
§ 14. Хромоникельвольфрамовые стали	378
§ 15. Хромомарганцевокремнистая сталь (хромансиль)	380
§ 16. Хромомарганцовистая сталь	383
В. Дефекты легированных сталей	384
§ 17. Дендритная ликвация	384
§ 18. Флокены	385
§ 19. Хрупкость при отпуске 2-го рода	386
Глава XVII. Инструментальные стали	387
§ 1. Общие положения	387
§ 2. Углеродистая инструментальная сталь	388
§ 3. Легированные инструментальные стали	391
§ 4. Штамповые стали	396
§ 5. Быстрорежущие стали	399
§ 6. Твердые сплавы	414
Глава XVIII. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами	416
А. Жаропрочные и окалинностойкие стали и сплавы	416
§ 1. Окалинностойкость стали	416
§ 2. Жаропрочность стали	419
§ 3. Клапанные стали	421
§ 4. Стали и сплавы для турбинных лопаток	428
Б. Нержавеющие стали	429
§ 5. Коррозионная стойкость стали	429
§ 6. Хромистые нержавеющие стали	430
§ 7. Хромоникелевые нержавеющие стали	431
В. Износоустойчивые стали	438
§ 8. Сталь Гадфильда	438

Стр.

Г. Сплавы высокого электросопротивления	439
§ 9. Реостатные сплавы и сплавы для нагревательных элементов]	439
Д. Сплавы с особенностями теплового расширения	442
§ 10. Закономерности теплового расширения металлов и сплавов. Сплавы с заданным значением теплового расширения	442
Е. Магнитные сплавы	445
11. Основные магнитные характеристики	445
12. Стали и сплавы для постоянных магнитов (магнитно-твердые сплавы)	448
13. Магнитно-мягкие сплавы	451
14. Пермаллой	452
15. Сплавы с особыми магнитными характеристиками	453
16. Немагнитные сплавы	454

Часть V

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ

Глава XIX. Алюминий и его сплавы	455
А. Алюминий	455
§ 1. Свойства алюминия	455
§ 2. Постоянные примеси алюминия (железо и кремний)	457
Б. Термическая обработка алюминиевых сплавов	460
§ 3. Термическая обработка алюминиевомедных сплавов	460
§ 4. Влияние состава алюминиевых сплавов на термическую обработку	471
§ 5. Явление старения у неалюминиевых сплавов	477
В. Технические сплавы алюминия	480
§ 6. Классификация алюминиевых сплавов	480
§ 7. Маркировка алюминиевых сплавов	484
§ 8. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой	484
§ 9. Дуралюмин	486
§ 10. Авиаль (сплавы, естественно не стареющие)	492
§ 11. Деформируемые легкие алюминиевые сплавы особо высокой прочности	492
§ 12. Алюминиевые сплавы, применяемые в ковном или штампованном виде	493
§ 13. Жаропрочные алюминиевые сплавы	494
§ 14. Силумины	496
§ 15. Магналий	500
Глава XX. Магний и его сплавы	501
§ 1. Магний	501
§ 2. Магниевые сплавы	502
§ 3. Деформируемые магниевые сплавы	504
§ 4. Литейные магниевые сплавы	504
Глава XXI. Медь и ее сплавы	506
§ 1. Медь	506
§ 2. Сплавы меди с цинком (латуни)	509
§ 3. Сплавы меди с оловом (оловянистые бронзы)	514
§ 4. Сплавы меди с алюминием, кремнием, бериллием и другими элементами	518
Глава XXII. Баббиты и припой	522
§ 1. Баббиты	522
§ 2. Припой	527

Часть VI

КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ

Глава XXIII. Теория электрохимической коррозии металлов	530
§ 1. Классификация коррозии	530
§ 2. Химическая коррозия	530
§ 3. Электрохимическая коррозия	531
§ 4. Равновесные и неравновесные электродные потенциалы	532
§ 5. Схема коррозионного процесса	534
§ 6. Пассивное и активное состояния металла	535
§ 7. Классификация процессов коррозии	536
§ 8. Коррозия в атмосфере	537
§ 9. Коррозия при контакте двух различных металлов	538
Глава XXIV. Коррозионное разрушение металлов и методы защиты от коррозии	539
§ 1. Виды коррозионных разрушений	539
§ 2. Влияние на процесс коррозии внутренних и внешних факторов	540
§ 3. Влияние коррозионного разрушения на механические свойства	542
§ 4. Защита металлов от коррозии	544