

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА (ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ)

### 1.1 Фазовые превращения при нагреве

Для многих видов термической обработки сталь нагревают до температур, соответствующих существованию аустенита (процесс аустенитизации). Образование аустенита при нагреве является диффузионным процессом и подчиняется основным положениям теории кристаллизации.

Рассмотрим превращения феррито - цементитной смеси (перлита) в аустенит на примере эвтектоидной (0,8 % C) стали. При нагреве до температуры  $A_{C1}$  происходит растворение в феррите некоторого количества цементита в соответствии с линией предельной растворимости PQ (рис. 1.1, а). При повышении температуры выше  $A_{C1}$  (например, до  $t_1$ ) концентрация углерода в отдельных участках феррита возрастает (точка z на рис. 1.1, а). Такие участки феррита неустойчивы и претерпевают превращение в аустенит,

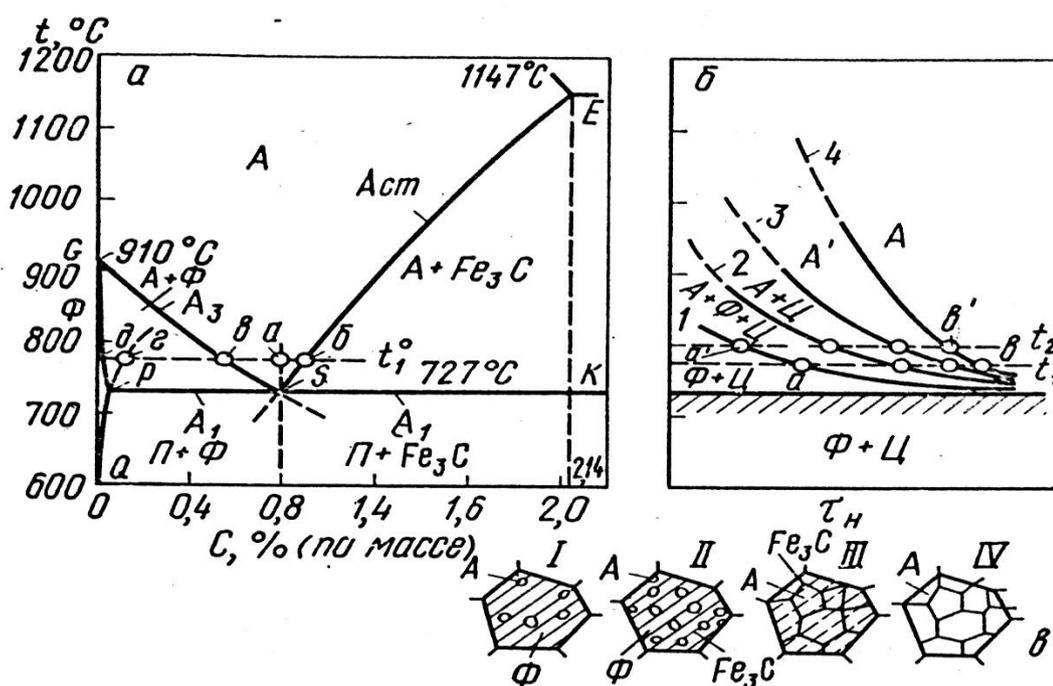


Рисунок 1.1 – Превращение стали с феррито – цементитной структурой при нагреве: а – изменение фазового состава при нагреве; б – изотермическое образование аустенита: 1 – начало образования аустенита; 2 – конец превращения перлита в аустенит; 3 – полное растворение карбидов; 4 – гомогенизация аустенита; в – схема структурных изменений при нагреве; I – IV – последовательные стадии превращения перлита в аустенит; А – аустенит гомогенный, А' – негомогенный

стабильный при данной температуре. Как видно из рис. 1.1, *а*, аустенит при температурах несколько выше  $A_{C1}$  (727 °С) содержит ~0,8 % С. Образование зародышей критического размера происходит за счет флуктуации расположения атомов. В объеме феррита на границе с цементитом возникают флуктуационные участки с решеткой аустенита, в которые поступает углерод из карбида. Некоторые исследователи полагают, что механизм  $\alpha \rightarrow \gamma$  – перестройки сдвиговый при наличии когерентных границ. В образовавшиеся по сдвиговому механизму пластинчатые участки  $\gamma$  - фазы от  $Fe_3C$  диффундирует углерод и они становятся способными к росту зародышами аустенита. При росте зародыша когерентность  $\alpha$  - и  $\gamma$  - решеток нарушается, сдвиговый механизм заменяется нормальным механизмом роста, и зерна аустенита приобретают равноосную форму.

После исчезновения феррита и цементита, и, естественно, границ между ними, где преимущественно зарождался аустенит, наблюдается только рост зерен аустенита без возникновения новых зародышей. Образовавшийся аустенит неоднороден по содержанию углерода. В участках, прилегающих к частицам цементита, концентрация углерода в аустените выше (точка *б* на рис. 1.1, *а*), чем в участках, прилегающих к ферриту (точка *в* на рис. 1.1, *а*). Под влиянием этого градиента концентрации происходит диффузия атомов углерода в аустените в направлении от границы с цементитом к участкам, граничащим с ферритом. В результате растворения цементита в аустените происходит его стабилизация. Следовательно, рост участков аустенита происходит вследствие полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения и диффузии углерода.

Рост участков аустенита в результате этого превращения протекает быстрее, чем растворение цементита. Поэтому после превращения феррита в аустенит в структуре стали сохраняется еще некоторое количество цементита (рис. 1.1, *в*, III) и для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена. Образовавшийся в результате описанных превращений аустенит неоднороден по составу, и для его гомогенизации требуется дополнительное время (рис. 1.1, *б*).

Для описания перехода феррито - цементитной структуры в аустенит часто пользуются диаграммами изотермического образования аустенита, дающими представление о превращениях при разных температурах. Для построения диаграммы небольшие образцы из исследуемой стали быстро нагревают до заданной температуры выше точки  $A_1$  и выдерживают при этой температуре.

В процессе изотермической выдержки фиксируют начало и конец отдельных стадий превращения перлита в аустенит. Если полученные экспериментальные точки нанести на график в координатах температура — время и соединить их плавными кривыми, то получится диаграмма, подобная схематически показанной на рис. 1.1, *б*.

Как следует из диаграммы изотермического образования аустенита в эвтектоидной стали, при повышении температуры превращение перлита в аустенит резко ускоряется. Это объясняется, с одной стороны, ускорением диффузионных процессов, а с другой — увеличением градиента концентрации в аустените.

Скорость превращения феррито - цементитной структуры в аустенит, кроме температуры нагрева, зависит от ее исходного состояния. Чем тоньше феррито-цементитная структура, тем больше возникает зародышей аустенита и быстрее протекает процесс аустенитизации. Предварительная сфероидизация цементита, особенно с образованием крупных его глобулей, замедляет процесс образования аустенита.

При нагреве доэвтектоидной или заэвтектоидной стали процесс аустенитизации осложняется превращением структурно свободного феррита в аустенит или растворением избыточного цементита. При нагреве доэвтектоидной стали зародыши аустенита могут возникать и на границах ферритных зерен. В этом случае диффузия углерода по межфазной границе приводит к стремлению цементита раствориться в феррите, что будет приводить к превращению феррита в аустенит<sup>1</sup>.

Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает аустенитизация, что объясняется увеличением количества цементита, а следовательно, и ростом суммарной поверхности раздела феррита и цементита.

Введение в сталь хрома, молибдена, вольфрама, ванадия и других карбидообразующих элементов задерживает аустенитизацию из-за образования легированного цементита или трудно растворимых в аустените карбидов легирующих элементов. Соответственно больше требуется времени и для гомогенизации аустенита. Легирующие элементы неравномерно распределены между ферритом и карбидами, а следовательно, и в аустените содержание легирующих элементов по объему будет не одинаково.

Процесс гомогенизации аустенита по содержанию легирующих элементов требует большего времени, так как диффузионная подвижность легирующих элементов в решетке  $\gamma$  - фазы значительно меньше, чем углерода.

При непрерывном нагреве превращение перлита в аустенит протекает в некотором интервале температур. На рис. 1.2 приведена термокинетическая диаграмма, которая дает представление о температурах превращения перлита в аустенит при различных скоростях нагрева.

Начало превращения феррито - карбидной структуры в аустенитную на термокинетической диаграмме (рис. 1.2) соответствует температурам чуть выше  $A_{C1}$  конец полиморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$  - превращения - температурам линии  $A_{C3}$  и полное растворение карбидов - температурам, образующим линию  $A_{cm}$ . Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит превращение феррито - цементитной структуры (перлита) в аустенитную. Интервал температур, в котором протекает превращение перлита в аустенит, тем больше, чем выше скорость нагрева, поэтому при скоростном нагреве (например, токами высокой частоты) температура нагрева для аустенитизации стали должна быть выше, чем при сравнительно медленном печном нагреве.

---

<sup>1</sup> Диффузия в  $\alpha$ -фазе (феррите) протекает намного быстрее, чем в  $\gamma$ -фазе (аустените).

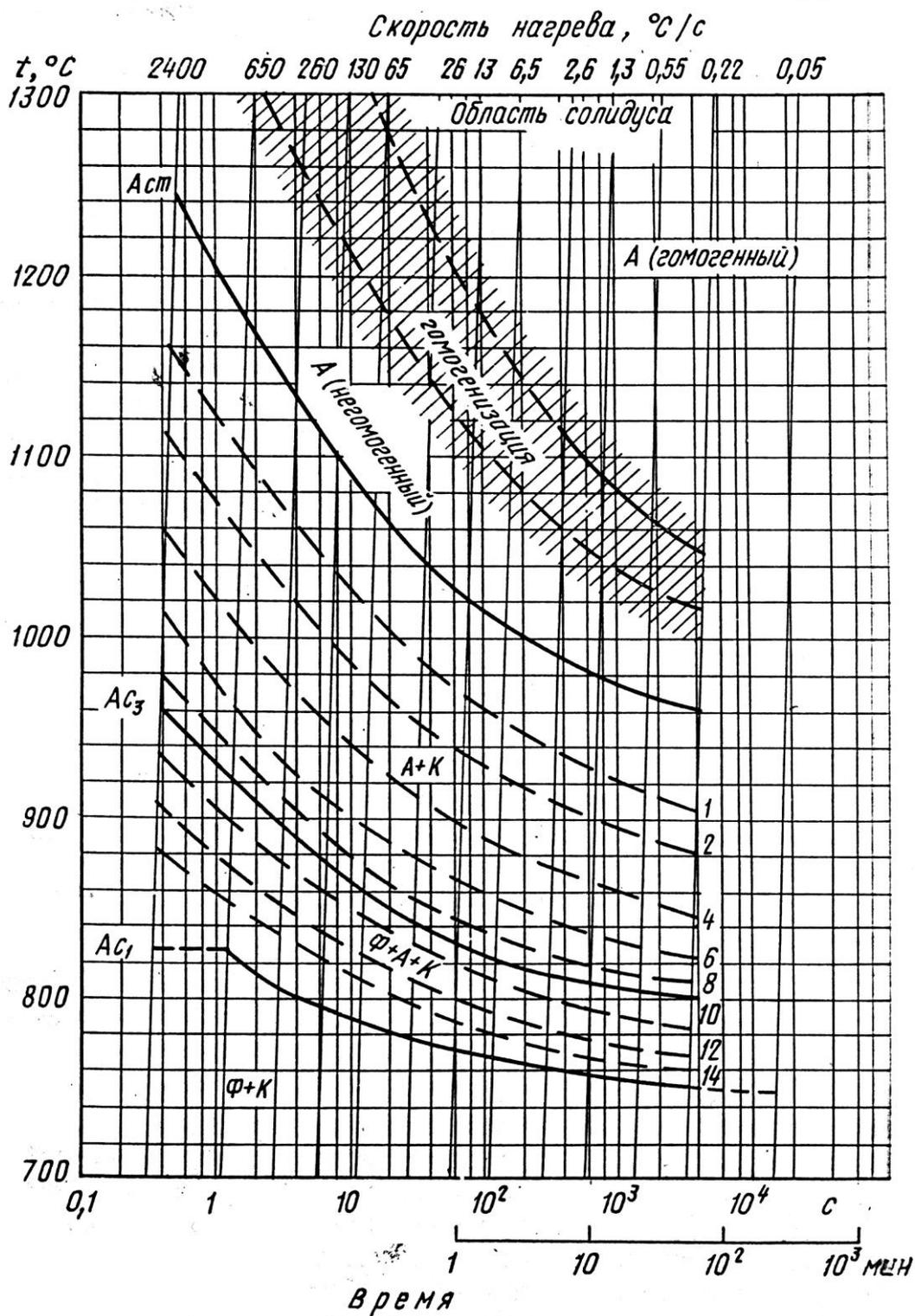


Рисунок 1.2 – Термокинетическая диаграмма превращения аустенито – феррито - карбидной структуры в аустенит в стали, содержащей 1,0% С и 1,0% Cr:

$A_{c1}$  – начало  $\alpha \rightarrow \gamma$  – превращения,  $A_{c3}$  – конец  $\alpha \rightarrow \gamma$  – превращения;  $A_{ст}$  – конец растворения карбидов. Цифры у кривых указывают количество нерастворившихся в аустените карбидов (%) при данном нагреве

## 1.2 Рост зерна аустенита при нагреве

Зародыши аустенита при нагреве выше  $A_1$  образуются на границах раздела феррит - карбид. При таком нагреве число зародышей всегда достаточно велико и начальное зерно аустенита мелкое.

При дальнейшем повышении температуры или увеличении длительности выдержки при данной температуре происходит рост зерна аустенита, термодинамически оправданный стремлением системы к уменьшению свободной энергии вследствие сокращения поверхности зерен.

В основе механизма роста зерен лежит миграция большеугловых границ. Таким образом, рост зерна контролируется диффузионным переходом атомов через большеугловую границу.

Размер зерна, образовавшегося при нагреве до данной температуры, естественно, не изменяется при последующем охлаждении. Способность зерна аустенита к росту неодинакова даже у сталей; одного марочного состава, вследствие влияния условий выплавки. Различают два предельных типа сталей по склонности к росту зерна: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до 950 - 1000 °С зерно увеличивается незначительно, однако при более высоком нагреве наступает бурный рост зерна (рис. 1.3, 2). В наследственно крупнозернистой стали, наоборот, сильный рост зерна наблюдается даже при незначительном перегреве выше  $A_1$  (температуры окончания аустенитизации) (рис. 1.3, 1). Различная склонность к росту зерна определяется условиями раскисления стали и ее составом. Стали, раскисленные алюминием, наследственно мелкозернистые, так как в них образуются дисперсные частицы  $AlN$ , тормозящие рост зерна аустенита. Растворение этих частиц влечет за собой быстрый рост зерна. В двухфазных областях (например, в заэвтектоидных сталях) в интервале температур  $A_{C1} - A_{C3}$  (см. рис. 1.1, а) рост зерна аустенита сдерживается нерастворившимися карбидными частицами. Такое же сдерживающее влияние на рост зерна в доэвтектоидных сталях в интервале температур  $A_{C1} - A_{C3}$  (рис. 1.1, а) оказывают участки феррита.

Легирующие элементы, особенно карбидообразующие (наиболее сильно действуют  $Ti$ ,  $V$ ,  $Zr$ ,  $Nb$ ,  $W$  и  $Mo$ ) задерживают рост зерна аустенита, так как образуют труднорастворимые в аустените карбиды, которые служат барьером. Более сильно влияют такие карбидообразующие элементы, как титан и ванадий.

Надо отметить, что любое легирование, обуславливающее торможение диффузионных процессов будет, сдерживать рост зерна, который контролируется диффузией. Следует отметить, что термины - наследственно крупно-зернистая и наследственно мелкозернистая сталь не обозначают того, что данная сталь имеет всегда крупное или всегда мелкое зерно. Наследственное зерно, полученное в стандартных условиях технологической пробы (рис. 1.3), указывает лишь на то, что при нагреве до определенных температур наследственно крупнозернистая

сталь приобретает относительно более крупное зерно при более низкой температуре, чем сталь мелкозернистая.

Размер действительного зерна аустенита обусловлен температурой нагрева, продолжительностью выдержки при ней и склонностью данной стали к росту зерна при нагреве.

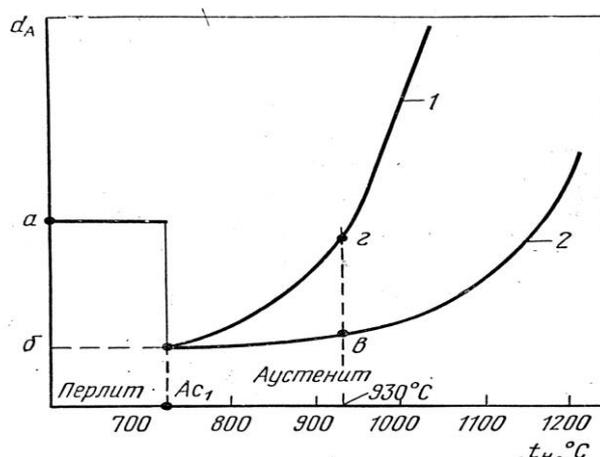


Рисунок 1.3 – Влияние температуры нагрева на величину зерна аустенита  $d_A$  наследственно крупнозернистой (1) и мелкозернистой (2) эвтектоидной (0,8% С) стали:

$a$  – исходное зерно бывшего аустенита;  $\beta$  – начальное зерно аустенита;  $\gamma$  и  $\sigma$  – размер зерна, полученный в стандартных условиях технологической пробы

*Перегрев и пережог.* Продолжительный нагрев доэвтектоидной (заэвтектоидной) стали при температурах, значительно превышающих  $A_3$  или  $A_{ст}$ , приводит к образованию крупного действительного зерна. У перегретой стали излом камневидный. Поверхность разрушения излома характеризуется бугорчатым грубозернистым строением (зерна без металлического блеска, как бы оплавленные).

В перегретой стали нередко четко проявляется то, что феррит образуется по сдвиговому механизму превращения. Рост видманштеттовых кристаллов (рис. 1.4, *а*) феррита происходит при высоких температурах в условиях диффузионного отвода углерода.

Перегрев может быть исправлен отжигом.

Еще более высокий нагрев, чем при перегреве и к тому же в окислительной атмосфере, вызывает пережог стали; он сопровождается образованием по границам зерен окислов железа (рис 1.4, *б*). При пережоге излом стали камневидный. Пережог — неисправимый дефект стали.

*Влияние величины зерна на свойства стали.* Величина зерна стали не оказывает существенного влияния на стандартный комплекс механических свойств, получаемых при испытании на статическое растяжение ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$ ) и твердость, но с ростом зерна резко снижается ударная вязкость, уменьшается работа распространения трещины и повышается порог хладноломкости. Значение  $K_{IC}$  с увеличением размера зерна возрастает (эффект очистки границ зерен от

примесей). Чем крупнее зерно, тем более

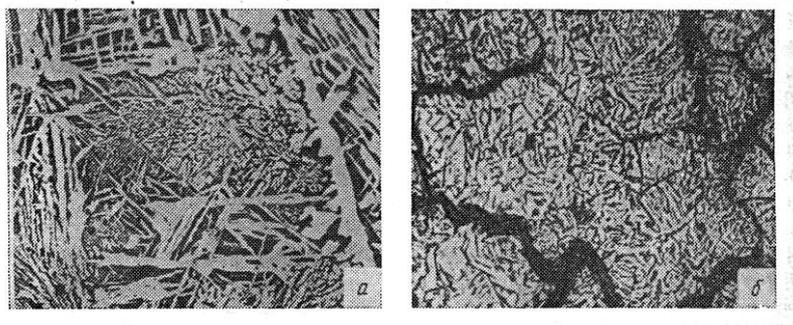


Рисунок 1.4 – Микроструктура перегретой (а) и пережженной (б) доэвтектоидной стали, х 80

сталь склонна к закалочным трещинам и деформациям. Все это следует учитывать при выборе режимов термической обработки. Разнозернистость сильно снижает конструктивную прочность, вызывая охрупчивание в зонах, прилегающих к концентраторам напряжений.

*Выявление и определение величины зерна.* Размер зерна аустенита определяется методами цементации, окисления, травления границы зерен, а также по ферритной или цементитной сетке. По методу цементации образец доэвтектоидной стали насыщают углеродом при 930 °С в течение 8 ч. При этом содержание углерода в аустените, находящемся в поверхностной зоне, достигает заэвтектоидной концентрации. При последующем медленном охлаждении по границам зерна аустенита выделяется вторичный цементит, образующий сплошную сетку, по которой после охлаждения определяют величину бывшего зерна аустенита (рис. 1.5, а).

При использовании других методов выявления зерна конструкционных и инструментальных сталей температуру нагрева принимают равной температуре закалки или на 20 - 30 °С выше этой температуры. Время выдержки при таком нагреве 3 ч.

В случае применения метода окисления металлографический шлиф нагревают в защитной атмосфере и после окончания выдержки в печь подают воздух. Границы бывших зерен аустенита выявляются сеткой окислов (рис. 1.5, б). Метод, основанный на образовании сетки феррита, применяют для доэвтектоидных, а методы образования сетки цементита — для заэвтектоидных сталей. Образцы нагревают до заданной температуры и охлаждают со скоростью, обеспечивающей образование сетки феррита или цементита (рис. 1.5, в).

Нередко зерно аустенита определяют на образцах после закалки и отпуска при 225 - 550 °С путем травления микрошлифа в растворе пикриновой кислоты с добавлением 0,5—1,0 % моющих средств («Астра» или «Новость»). Зерно аустенита можно определить на специальных микроскопах с нагревательной вакуумной камерой непосредственно при высоких температурах (рис. 1.5, г).

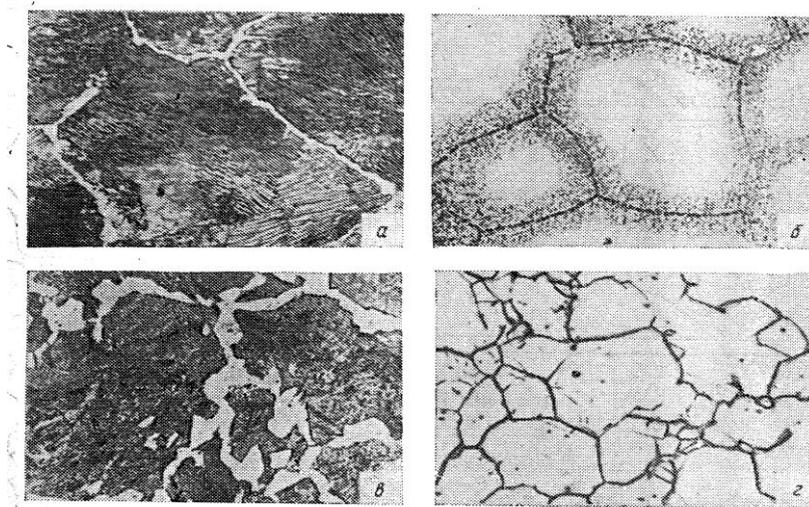


Рисунок 1.5 – Зерно аустенита (x 100), выявленное:  
 а – цементацией; б – окисление; в – по ферритной сетке;  
 г – при непосредственном наблюдении при высоких температурах  
 (нагрев в вакуумной камере)

Величину зерна определяют под микроскопом при увеличении в 100 раз. Зерна, видимые на шлифе, сравнивают с эталонными шкалами, приведенными на рис. 1.6. Величину зерна оценивают баллами. Между баллом зерна, его средним диаметром и количеством зерен, помещающихся на  $1 \text{ мм}^2$  шлифа, существует прямая зависимость (рис. 1.7).

Приблизительно можно считать, что стали с зерном № 1 - 5 относят к группе крупнозернистых, а с зерном № 6 - 15 к мелкозернистым.

### 1.3 Общая характеристика превращения переохлажденного аустенита (диаграмма изотермического превращения аустенита)

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше  $A_{C3}$  (для доэвтектоидной стали) или выше  $A_{Ct}$  (для заэвтектоидной стали), переохладить до температуры ниже  $A_1$  то аустенит оказывается в метастабильном состоянии и претерпевает превращение. Для описания кинетики превращения переохлажденного аустенита пользуются экспериментально построенными диаграммами время – температура - степень распада или диаграммами изотермического превращения аустенита, т. е. превращения, протекающего при постоянной температуре.

Для изучения изотермического превращения аустенита небольшие образцы стали нагревают до температур, соответствующих существованию стабильного аустенита (т.е. выше критической точки), а затем быстро охлаждают (переохлаждают) до температуры ниже  $A_1$  (например, до 700, 600, 500, 400, 300 °С и т. д.), и выдерживают при этих температурах различное время, в том числе и до полного распада аустенита. Степень его распада можно определять разными методами: микроскопическим, магнитным, дилатометрическим и др.

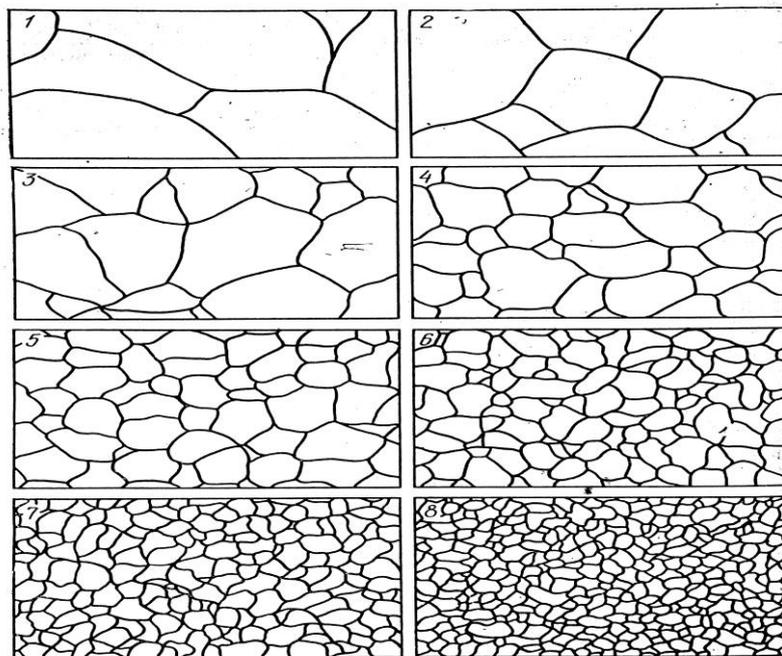


Рисунок 1.6 – Шкала зернистости стали. Цифрами указан балл зернистости,  $\times 100$

Результаты исследования описываются кинетической кривой, по которой можно оценить количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада. Как видно из рис. 1.8, *а*, в течение некоторого промежутка времени ( $H_1, H_2, H_3$ ) распад аустенита экспериментально не фиксируется. Этот период называют инкубационным.

По истечении этого периода аустенит начинает распадаться с образованием более стабильных структур. В области «повышенных температур он протекает с образованием структуры, состоящей из феррита и цементита. Скорость распада сначала быстро увеличивается, а затем постепенно замедляется. Через различные промежутки времени ( $K_1, K_2, K_3$ ) процесс распада постепенно затухает и, наконец, полностью заканчивается или приостанавливается.

Построение таких кривых в изотермических условиях при разных температурах ( $t_1, t_2, t_3$  и т. д.) позволяет получить диаграмму изотермического превращения аустенита (рис. 1.8, *б*). Для этого нужны отрезки времени, соответствующие началу ( $H_1, H_2, H_3$ ) и концу распада аустенита ( $K_1, K_2, K_3$ ) или для какой-то заранее принятой степени превращения, для каждой из исследуемых температур ( $t_1, t_2, t_3$ ), перенести на график, на котором по оси абсцисс откладывают время, а по оси ординат — температура, и одноименные точки соединить плавными кривыми. На диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 1.8, *б*) кривая 1 характеризует начало распада аустенита, а кривая 2 показывает время, необходимое для полного распада аустенита.

Область лежащая левее кривой начала распада аустенита (см. рис. 1.8, *б*), относится к инкубационному периоду; в интервале температур и времени, определяемых этой областью, существует переохлажденный аустенит, практи-

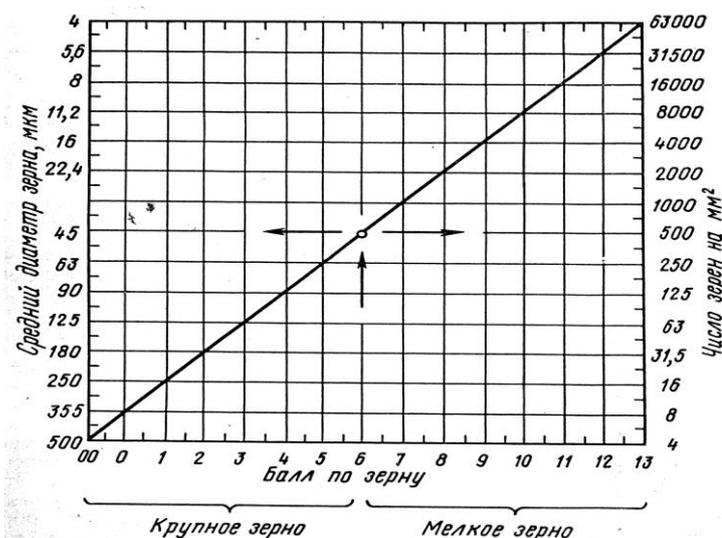


Рисунок 1.7 – Номограмма для определения размера зерна

чески не претерпевающий заметного распада. Длительность инкубационного периода характеризует устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением переохлаждения его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума, и далее вновь возрастает (рис. 1.8, б).

При температуре наименьшей устойчивости аустенита скорость превращения очень велика. В некоторых низкоуглеродистых сталях длительность инкубационного периода при этой температуре не превышает 1,0 - 1,5с. Уменьшение устойчивости аустенита и роста скорости его превращения с увеличением степени переохлаждения объясняется, возрастанием разности свободных энергий аустенита и феррита. При этом уменьшается размер критического зародыша, способного к росту, и возрастает количество объемов в исходном аустените, в которых могут возникнуть зародыши новых фаз — феррита и цементита. Повышение устойчивости аустенита и уменьшение скорости его превращения при больших степенях переохлаждения определяется снижением скорости образования и роста новых фаз вследствие замедления процесса диффузии.

При переохлаждении аустенита до температуры, равной или ниже мартенситной точки ( $M_n$ ), соответствующей температуре начала превращения переохлажденного аустенита в мартенсит (рис. 1.8, б), диффузионные процессы полностью подавляются и образование структуры, состоящей из феррита и цементита, становится невозможным. В этом случае протекает бездиффузионное превращение аустенита в структуру закаленной стали, называемую мартенситом.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области или ступени превращения (рис. 1.8, б): перлитную; область промежуточного превращения (промежуточного между перлитным и мартенситным превращением) и мартенситную.

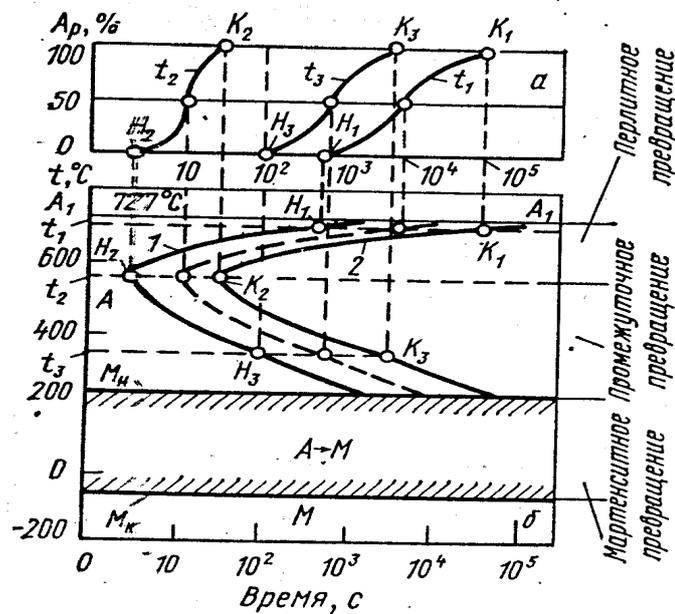


Рисунок 1.8 – Схема построения диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для эвтектоидной стали: а – кинетические кривые; б – диаграммы изотермического превращения аустенита

*Перлитная область* (рис. 1.8, б) в углеродистых сталях распространяется на интервал температур от точки  $A_1$  до изгиба изотермической диаграммы ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ). При этих температурах происходит диффузионный распад аустенита с образованием структуры из феррита и цементита — перлита.

*Промежуточное превращение* протекает при температурах от изгиба кривой ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ) до точки  $M_n$  (рис. 1.8, б). Это превращение обладает рядом особенностей, присущих как перлитному (диффузионному), так и мартенситному (бездиффузионному) превращению. В результате превращения переохлажденного аустенита образуется структура, получившая название *бейнита*.

Ниже температуры, соответствующей точке  $M_n$ , переохлажденный аустенит бездиффузионно превращается в мартенсит (рис. 1.8, б).

#### 1.4 Перлитное превращение

Перлитное превращение переохлажденного аустенита, носит кристаллизационный характер и начинается по диффузионному механизму. Это следует из того, что аустенит, например, углеродистой стали (рис. 1.9), практически однородный по концентрации углерода, распадается с образованием феррита (почти чистое железо) и цементита, содержащего 6,67 % С, т. е. состоит из фаз, имеющих резко различную концентрацию углерода. Ведущей, в первую очередь возникающей, фазой при этом является карбид (цементит). Как правило его зародыши образуются на границах зерен аустенита.

В результате роста частиц этого карбида прилегающий к нему объем аустенита обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращение, которое как всякая перестройка решетки в решетку идет сдвиговым путем. При этом кристаллики феррита зарождаются на межфазных границах с цементитом, где этот процесс облегчен.

Дальнейший рост ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего

аустенита углеродом, что затрудняет дальнейшее развитие  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения. В обогащенном таким образом углеродом аустените зарождаются новые и растут ранее возникшие пластинки цементита. В результате образования и роста частиц карбидов вновь создаются условия для возникновения новых и роста имеющихся кристалликов (пластинок) феррита. В результате происходит колониальный (совместный) рост кристалликов феррита и цементита, образующих перлитную колонию (рис. 1.9). Размер перлитных колоний («перлитное зерно») и перлитных субколоний тем меньше, чем мельче зерно исходного аустенита и больше степень его переохлаждения.

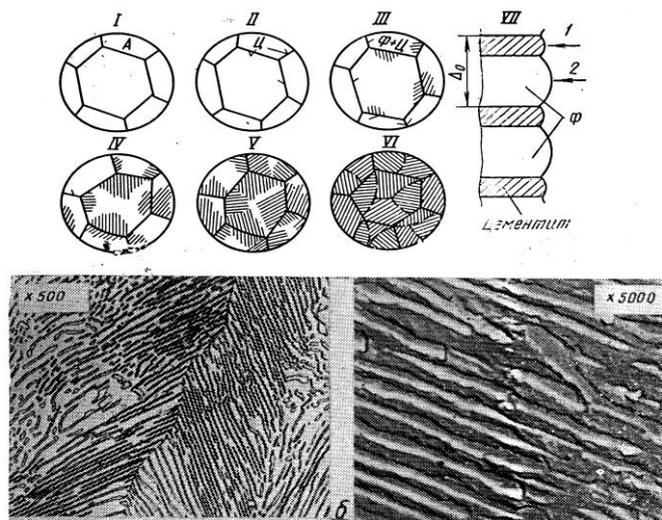


Рисунок 1.9 – Схемы образования (а) и микроструктуры пластинчатого перлита при разном увеличении (б):

I – аустенит; II – образование зародыша цементита на границе зерна аустенита; III – образование пластины феррита; IV – VI – рост и образование новых пластинок цементита и феррита (перлита); VII – перераспределение углерода при образовании перлита; 1 – высокая концентрация углерода – цементит (6,67%С), 2 – низкая концентрация углерода – феррит (0,02%С);  $\Delta_0$  – межпластиночное расстояние

Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение (рис. 1.9). Чем больше переохлаждение, тем тоньше получающаяся феррито – цементитная структура, т.е. меньше величина межпластиночного расстояния ( $\Delta_0$ ) (рис. 1.9, а), равного усредненной сумме толщин двух пластинок феррита и цементита (рис. 1.10), соответственно выше и твердость. Пластинчатые структуры эвтектоидного типа часто определяют как перлит, сорбит и троостит или соответственно грубо-, средне- и тонкодифференцированный перлит.

| Структура              | Перлит            | Сорбит            | Троостит          |
|------------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
| $\Delta_0$ , мкм . . . | 0,6 - 1,0         | 0,25 - 0,3        | 0,1 - 0,15        |
| НВ. . .                | 180 - 250         | 250 - 350         | 350 - 450         |
|                        | (1800 - 2500 МПа) | (2500 - 3500 МПа) | (3500 - 4500 МПа) |

Однако надо учитывать, что разделение феррито - цементитной структуры на перлит, сорбит и троостит условно и между этими структурами нет четкой

границы.

Перлит, сорбит и троостит, образующиеся при распаде переохлажденного аустенита, являются феррито - цементитными структурами имеющими пластинчатое строение, и различающимися лишь степенью дисперсности.

Однако в отличие от перлита (эвтектоида) сорбит и троостит, называемые квазиэвтектоидными, не являются равновесными структурами и в сталях, не соответствующих эвтектоидному составу, содержат углерода больше или меньше 0,8 %.

*Механические свойства стали со структурами перлита, сорбита и троостита.* Твердость и прочность стали с указанными структурами прямо пропорциональна площади поверхности раздела между ферритом и цементитом. Поэтому с увеличением степени дисперсности феррито - цементитной структуры (уменьшением  $\Delta_0$ ), т. е. с понижением температуры его распада, твердость, временное сопротивление, пределы текучести и выносливости возрастают (рис 1.11).

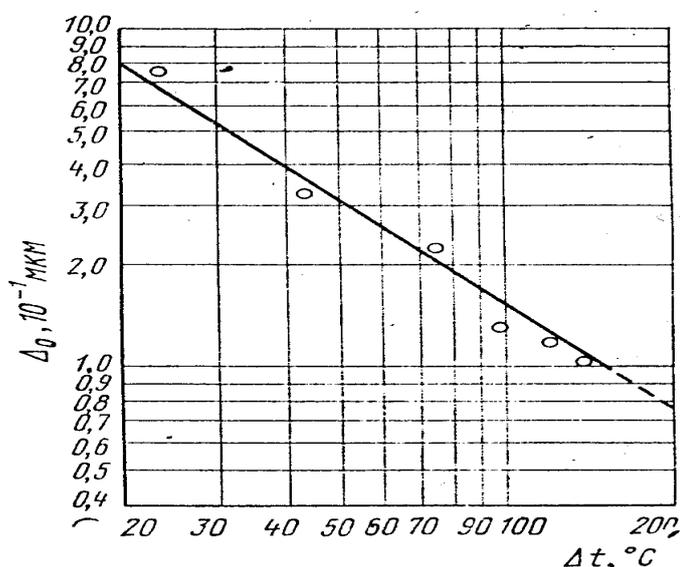


Рисунок 1.10 – Влияние степени переохлаждения  $\Delta t$  на межпластиночные расстояния переохлаждения  $\Delta_0$  в перлите

Относительное удлинение и относительное сужение наивысшие у сорбита. При переходе к трооститу (более низкой температуре превращения) пластичность ( $\delta$  и  $\Psi$ ) уменьшается.

Изотермическое превращение аустенита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях (рис. 1.12) отличается от превращения в эвтектоидной стали тем, что в верхнем интервале температур сначала выделяются избыточные фазы — феррит (в доэвтектоидной стали) или избыточный цементит (в заэвтектоидной стали).

Начало выделения избыточного феррита (цементита) на диаграмме изотермического распада отмечается дополнительной кривой (рис. 1.12, а).

Количество выделяющегося избыточного феррита (или цементита) уменьшается с понижением температуры, и при некоторой степени переохлаждения распад начинается непосредственно с образования зародышей эвтектоида, или точнее квазиэвтектоида, т. е. структуры эвтектоидного типа, но отличающейся иным составом, чем перлит (эвтектоид). Покажем это на примере доэвтектоидной стали, содержащей 0,45 % С (рис. 1.12). При 727 °С (равновесная точка  $A_1$ ) количество феррита в доэвтектоидной стали с 0,45 %С определится отношением  $aS pS$  (рис. 1.12, б). При переохлаждении до ~ 625 °С количество феррита станет меньше и выразится отношением  $bв/зв$ . При ~580 °С

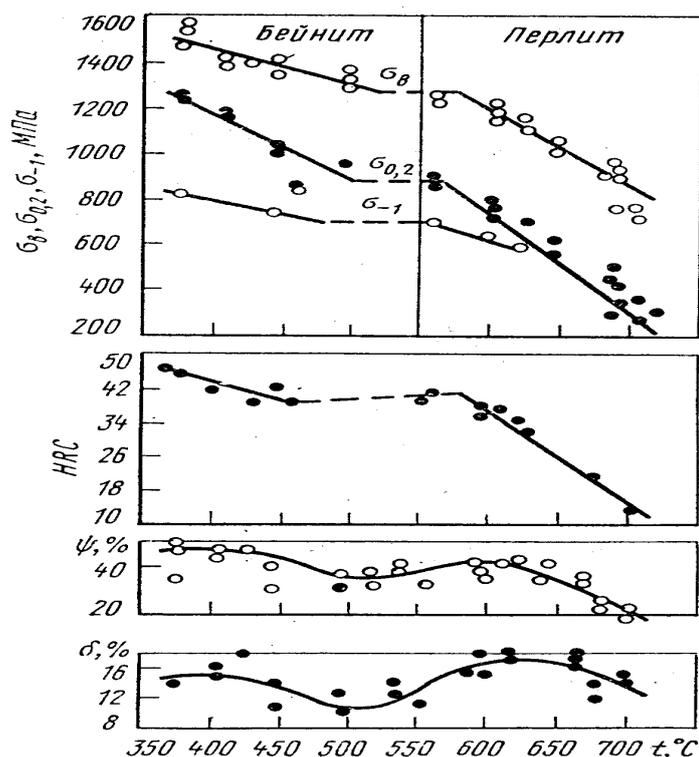


Рисунок 1.11 – Зависимость механических свойств стали с 0,78% С от температуры превращения аустенита в феррито - цементитную структуру

количество избыточного феррита станет равным нулю. В заштрихованном (рис. 1.12) треугольнике 1 избыточные фазы из аустенита выделяться не будут, а образуется квазиэвтектоид. Так как с понижением температуры количество выделяющегося избыточного феррита (цементита) уменьшается, то квазиэвтектоид сорбит или троостит в доэвтектоидных сталях содержит углерода <0,8 %, а в заэвтектоидных сталях > 0,8 %.

Увеличение содержания углерода в аустените доэвтектоидной концентрации повышает его устойчивость (кривые изотермической диаграммы сдвигаются вправо) (рис. 1.13).

## 1.5 Мартенситное превращение в стали

*Природа мартенсита.* Мартенсит является частично упорядоченным пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в  $\alpha$  - железе. Если в равновесном состоянии растворимость углерода в  $\alpha$  - железе при  $20^{\circ}\text{C}$  не превышает  $0,002\%$  C, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. достигать в пределе  $2,14\%$  C. Атомы углерода занимают октаэдрические поры в направлении  $[001]$  в решетке  $\alpha$  - железа (мартенсите) и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (рис. 1.14, а), в которой один период  $c$  больше другого —  $a$ . При увеличении содержания углерода высота тетрагональной призмы  $c$  увеличивается, а размеры ее основания  $a$  уменьшаются (рис. 1.14, б)\*<sup>1</sup>.

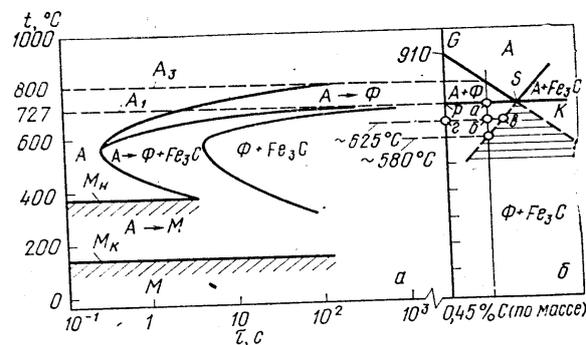


Рисунок 1.12 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали с  $0,45\%$  C (а) и часть диаграммы состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C (б)

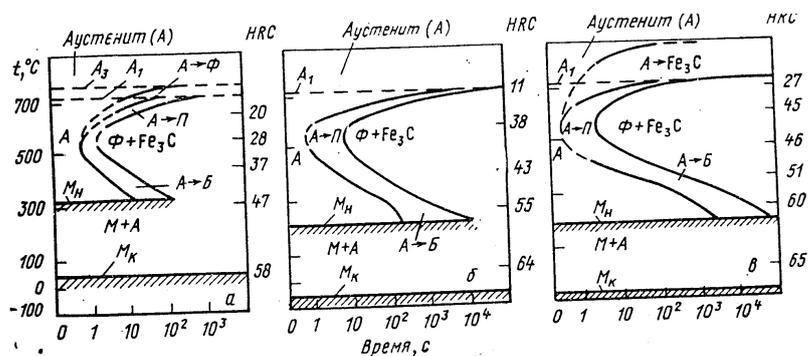


Рисунок 1.13 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита: а – доэвтектоидная сталь ( $0,45\%$  C); б – эвтектоидная сталь ( $0,8\%$  C); в – заэвтектоидная сталь ( $1,2\%$  C)

Следовательно, чем больше в мартенсите углерода, тем больше отношение  $c/a$ , т. е. больше тетрагональность решетки. Отношение  $c/a = 1 + 0,046C$ , где C — концентрация углерода в мартенсите, % (по массе).

*Механизм мартенситного превращения.* Мартенситное превращение происходит только в том случае, если быстрым охлаждением аустенит переохлажден до низких температур, когда диффузионные процессы становятся невозможными.

При мартенситном превращении не происходит перераспределения компонентов между аустенитом и мартенситом, поэтому его можно рассматривать, как фазовое превращение в однокомпонентной системе.

Образование мартенсита становится возможным лишь тогда, когда его свободная энергия будет меньше свободной энергии аустенита. Это имеет место при переохлаждении аустенита до температуры ниже  $T_0$  (рис. 1.15, а)\*<sup>2</sup>. Для начала мартенситного превращения требуется большое переохлаждение аустенита (точка  $M_n$  на рис. 1.15), при котором значение разности объемной свободной энергии  $\Delta F_{об}$  аустенита и мартенсита будет больше приращения поверхностной  $\Delta F_{пов}$  и упругой  $\Delta F_{упр}$  энергии ( $\Delta F_{об} > \Delta F_{пов} + \Delta F_{упр}$ ). Аналогичное явление может иметь место и при нагреве. В точке  $A_n$  мартенсит бездиффузионно может превратиться в аустенит. Однако в обычных углеродистых сталях обратное превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$  по мартенситному механизму не имеет места, так как при нагреве мартенсит раньше распадается на феррит и карбид. Превращение аустенита в мартенсит и обратное превращение мартенсита в аустенит протекает в интервале температур ( $M_n - M_k$ , и  $A_n - A_k$ ), который зависит от состава аустенита (рис. 1.15, б). Деформация аустенита при температуре между  $M_n$  и  $M_k$  (лежащей несколько ниже  $T_0$ ) также вызывает мартенситное превращение (рис. 1.15, а) образуется мартенсит деформации.

---

\*<sup>1</sup> Из-за наличия в структуре закаленной стали значительной плотности дефектов (дислокаций и др.) некоторое количество атомов углерода покидает нормальные позиции внедрения — октаэдрические поры — и образует скопления у дислокаций. Возникает состояние двухфазного распада, когда сразу же после закалки наблюдается два мартенсита — один с содержанием углерода, равным его содержанию в стали, и другой — малоуглеродистый, содержащий 0,2 - 0,25 % C ( $c/a = 1,012 \div 1,013$ ) в связи с взаимодействием части углерода с дислокациями.

В сложнoleгированных сплавах при низких температурах возможно образование мартенсита и с другими решетками (например,  $\epsilon$  - мартенсит с гексагональной решеткой и  $\epsilon'$ -мартенсит с ромбоэдрической упаковкой атомов, из которых при нагреве может образоваться обычный мартенсит).

\*<sup>2</sup> Свободная энергия мартенсита выше, чем феррито-цементитной структуры. В условиях большого переохлаждения (ниже  $T_0$ ) феррито-цементитная структура образоваться не может, и аустенит превращается в мартенсит, что приводит систему к относительному минимуму свободной энергии.

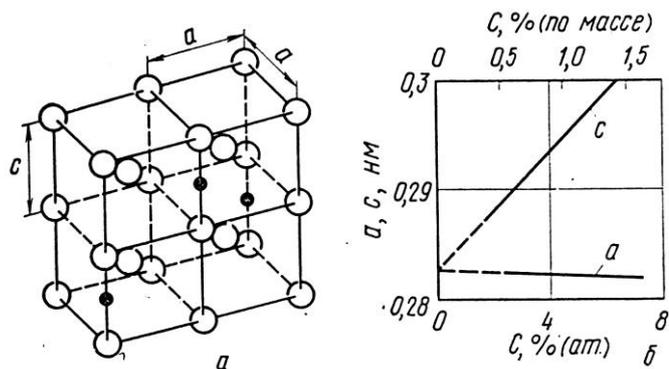


Рисунок 1.14 – Кристаллическая решетка мартенсита (а) и зависимость периодов решетки мартенсита  $a$  и  $c$  от содержания углерода (б)

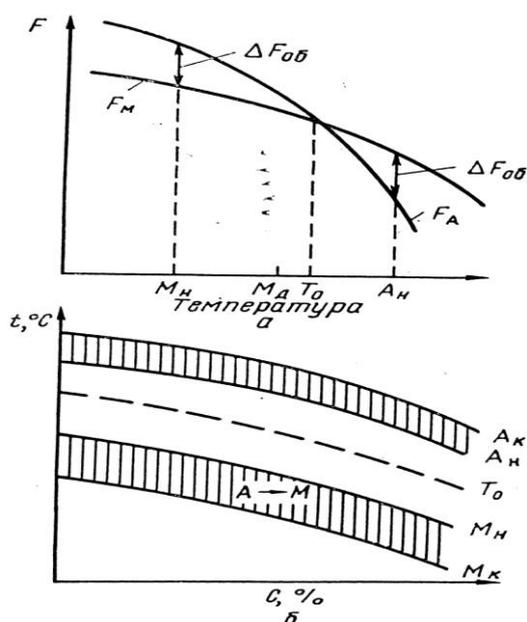


Рисунок 1.15 – Зависимость свободных энергий аустенита  $F_A$  и мартенсита  $F_M$  от температуры (а) и точек  $T_0$ ,  $M_n$  и  $M_s$  от состава аустенита (б)

Сдвиговый механизм мартенситного превращения отличается закономерным кооперативным направленным смещением атомов в процессе перестройки решетки. Отдельные атомы смещаются на расстояния, не превышающие межатомные, сохраняя взаимное соседство, однако величина абсолютного смещения растет пропорционально удалению от межфазной границы. Это приводит к макроскопическому сдвигу, внешним проявлением которого является появление игольчатого микрорельефа на поверхности металлического шлифа (рис. 1.19, а). В процессе превращения кристаллы мартенсита сопряжены с аустенитом по определенным кристаллографическим плоскостям, и между растущими мартенситными кристаллами и аустенитной матрицей образуется когерентная граница.

Кристаллы мартенсита зарождаются в дефектных участках, где имеются дислокационные узлы и кроме того в тех объемах аустенита, которые

флуктуационно обеднены углеродом. Пока на границе мартенсита и аустенита существует сопряженность решеток (когерентность), скорость образования и роста кристаллов мартенсита очень велика ( $\sim 10^3$  м/с). Поскольку мартенситное превращение осуществляется путем закономерного и кооперативного перемещения атомов на малые расстояния, оно происходит с большой скоростью даже при температурах, близких к абсолютному нулю.

В процессе роста мартенситного кристалла вследствие разности удельных объемов аустенита и мартенсита увеличиваются упругие напряжения в области когерентного сопряжения, что в конечном счете может приводить к пластической деформации и нарушению когерентности. Сопряженность решеток нарушается и по достижении растущим кристаллом границы зерна или других больших скоплений дефектов кристалла. При нарушении когерентности решеток дальнейший упорядоченный переход атомов из аустенита в мартенсит становится невозможным и рост кристалла мартенсита прекращается.

Вследствие увеличения упругой энергии  $\Delta F_{\text{упр}}$  рост кристалла мартенсита может прекратиться без нарушения когерентности. В этом случае устанавливается термоупругое равновесие между мартенситом и исходной фазой ( $\Delta F_{\text{об}} = 0$ ). При повышении температуры  $\Delta F_{\text{об}}$  и кристалл мартенсита уменьшается, а при понижении температуры  $\Delta F_{\text{об}}$  и кристаллы мартенсита растут, пока не нарушится когерентность или не установится новое термоупругое равновесие. Термоупругое мартенситное превращение было обнаружено в 1949 г. Г. В. Курдюмовым и А. Г. Хандросом. Это открытие названо «эффект Курдюмова».

Превращение аустенита в мартенсит происходит при непрерывном понижении температуры. Развитие превращения при этом протекает в результате образования новых кристаллов мартенсита. Кристаллы мартенсита ориентационно связаны с решеткой аустенита, поэтому скорость их роста в разных кристаллографических направлениях неодинакова. Вследствие этого кристаллы мартенсита имеют форму пластин, которые закономерно ориентированы в исходном аустените: (011) мартенсита  $\parallel$  (111) аустенита, [110] аустенита  $\parallel$  [111] мартенсита. Кристаллы мартенсита в зависимости от состава стали

(в первую очередь в зависимости от содержания углерода), а, следовательно, и от температуры своего образования могут иметь разную морфологию и различную субструктуру. Различают два основных морфологических типа мартенситных кристаллов: пакетный (или реечный) и пластинчатый (двойникованный). Пакетный мартенсит образуется в углеродистых и легированных конструкционных сталях (содержащих не более 0,5 % С), у которых точка  $M_n$  лежит при сравнительно высоких температурах (рис. 1.15). Кристаллы пакетного мартенсита имеют форму тонких (0,1 - 0,2 мкм) пластин (реек). Группа параллельных кристаллов образует вытянутый пакет (рис. 1.17, а, 1.16, б и в).

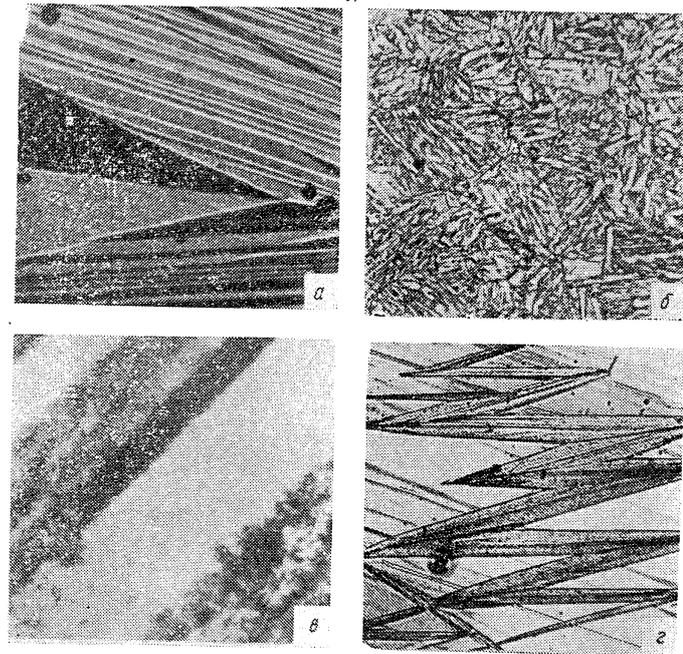


Рисунок 1.16 – Микроструктура мартенсита:

а – мартенситный рельеф; б – низкоуглеродистый пакетный мартенсит, х 800;  
в – пакетный мартенсит, х 3000; г – пластинчатый мартенсит (фермообразное  
расположение пластин «мартенсит», х 500)

В каждом зерне аустенита обычно возникает несколько (2 - 4) пакетов мартенсита (рис. 1.17, а). При увеличениях светового микроскопа отдельные кристаллы (монокристаллы) мартенсита в пакете не видны и выявляются лишь границы пакетов. Реечные кристаллы мартенсита обычно разделены прослойками остаточного аустенита (рис. 1.17, а). Так как пакетный мартенсит в низкоуглеродистых сталях образуется при высоких температурах, он претерпевает частичный распад (самоотпуск). Внутри кристаллов мартенсита выделяется некоторое количество карбидных частиц, что приводит к образованию кубического мартенсита. Субструктура пакетного мартенсита сложная и характеризуется большой плотностью дислокаций ( $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ).

Пластинчатый (двойникованный) мартенсит образуется в высокоуглеродистых сталях (более 0,8 % С), имеющих низкие температуры мартенситных точек (рис. 1.15). Кристаллы низкотемпературного пластинчатого мартенсита имеют линзовидную форму, соседние кристаллы не параллельны и образуют сложные пространственные группировки (рис. 1.16, з и д и 1.17, б). В плоскости шлифа они могут иметь вид игл (рис. 1.16, д). Кристаллы пластинчатого мартенсита состоят в средней своей части из большого числа микродвойников, образующих среднюю зону повышенной травимости, называемую мидрибом<sup>2</sup> (рис. 1.16, з, 1.17, б). Толщина этих двойников может достигать  $\sim 10$  нм. Размеры кристаллов любой морфологии мартенсита во многом определяются величиной зерна исходного аустенита (или субзерна при наличии субструктуры). Кристаллы мартенсита (особенно те, которые образуются вблизи  $M_n$ ) тем крупнее, чем больше зерно

аустенита.

*Кинетика мартенситного превращения.* Мартенситное превращение обычно начинается сразу при температуре  $M_n^3$  и протекает не в изотермических условиях, а при непрерывном охлаждении в интервале температур.

Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже температуры  $M_n$ . Если охлаждение прекратить, то мартенситное превращение практически также останавливается. Эта особенность мартенситного превращения резко отличает его от перлитного, которое полностью протекает в изотермических условиях при температуре ниже точки  $A_1$ .

Количество образовавшегося мартенсита в зависимости от температуры, до которой охлажден образец, может быть выражено так называемой мартенситной кривой (рис. 1.18). Чем ниже температура в интервале  $M_n$ - $M_k$ , тем больше образуется мартенсита. При этом количество мартенсита возрастает в результате образования все новых и новых кристаллов, а не вследствие роста уже возникших кристаллов и уже имеющих некогерентную границу. По достижении определенной для каждой стали температуры превращение аустенита в мартенсит прекращается. Эту температуру окончания мартенситного превращения обозначают  $M_k$ . Положение точек  $M_n$  и  $M_k$  не зависит от скорости охлаждения и обусловлено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек  $M_n$  и  $M_k$  (рис. 1.19).

<sup>1</sup> При содержании 0,5 - 0,8 % С образуется мартенсит смешанной морфологии — пакетный и двойникованный.

<sup>2</sup> От английского *midrib* — сокращенное *middleribbon* — средняя полоска.

<sup>3</sup> В иностранной литературе мартенситная точка обозначается  $M_s$  от английского слова *start* (начало). Точка конца превращения обозначается  $M_f$  от слова *finish* (конец).

<sup>4</sup> Различают две основные разновидности кинетики образования мартенсита: атермическую и изотермическую. Изотермическое мартенситное превращение, происходящее в некоторых специальных сплавах (например, Fe—Ni—Mn, Fe—Cr—Ni и др.), протекает вяло. Изотермическое образование мартенсита может быть описано изотермической диаграммой  $t-\tau$ . Превращение начинается по истечении инкубационного периода и его длительность зависит от температуры. Положение мартенситной точки при изотермическом превращении зависит от скорости охлаждения. Напряжения замедляют изотермическое образование мартенсита. Ниже рассматривается только атермическое превращение, которое протекает в обычных промышленных сталях. Именно в этих сталях изотермическое превращение мартенсита существенного значения не имеет.

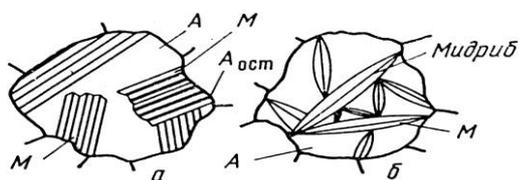


Рисунок 1.17 – Схема пакетного (а) и пластинчатого (б) мартенсита

Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки  $M_H$  и  $M_K$  (рис. 1.19).

*Остаточный аустенит.* Мартенситное превращение не протекает до конца (см. рис. 1.18). Поэтому в закаленной стали, особенно в стали имеющей точку  $M_K$  ниже  $20\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 1.19), присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температура точек  $M_H$  и  $M_K$ , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов. В стали с 0,6 - 1,0 % С количество остаточного аустенита не превышает 10 %, а в стали с 1,3 - 1,5 % С — оно достигает 30 - 50 % (объемн.).

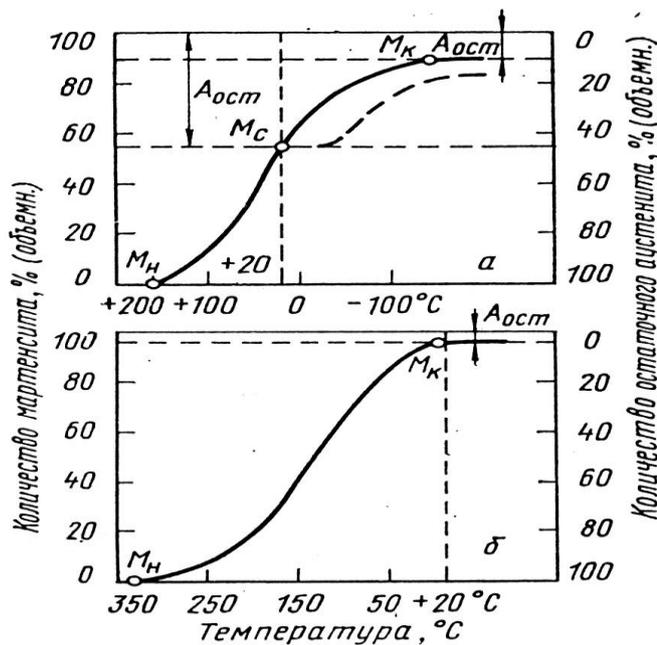


Рисунок 1.18 – Мартенситные кривые для высокоуглеродистой (а) и среднеуглеродистой (б) стали. Штриховая линия – ход мартенситной кривой после стабилизации аустенита

При больших количествах остаточного аустенита (20—30 %) его можно наблюдать в микроструктуре закаленной стали в виде светлых полей между иглами мартенсита (см. рис. 1.16, д).

*Стабилизация аустенита.* Если задержать на некоторое время охлаждение при температуре, лежащей выше температуры окончания мартенситного превращения (см. рис. 1.18), то аустенит, сохранившийся не превращенным при охлаждении до этой температуры, становится более устойчивым. Подобная стабилизация аустенита выражается в том, что при последующем понижении температуры превращение аустенита в мартенсит протекает с трудом (рис. 1.18). Оно

происходит при более низкой температуре (глубоком охлаждении) и менее интенсивно. Количество образующегося в итоге мартенсита оказывается меньше, чем при непрерывном охлаждении до  $M_K$ . Это явление стабилизации проявляется более сильно в интервале температур  $M_H$  -  $M_K$  и зависит от температуры, при которой задерживалось охлаждение. Температура, ниже которой проявляется этот эффект стабилизации, по предложению А. П. Гуляева, обозначается  $M_c$ . Явление стабилизации иногда объясняют релаксацией напряжений, которые стимулируют мартенситное превращение.

*Свойства мартенсита.* Характерной особенностью мартенсита является его высокая твердость и прочность. Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода (см. рис. 3.2, б); в стали с 0,6 - 0,7 % С твердость мартенсита составляет HRC 65 (HV 9600 МПа), это в 6 раз больше твердости феррита.

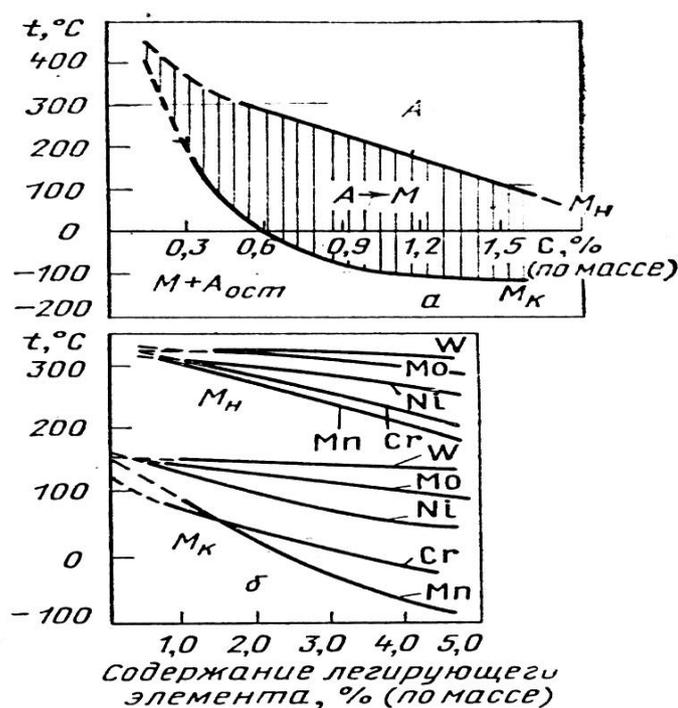


Рисунок 1.19 – Влияние содержания углерода (а) и легирующих компонентов элементов (б) на температуру мартенситных точек  $M_H$  и  $M_K$

Временное сопротивление низкоуглеродистого мартенсита (0,015 % С) составляет - 1000, а при 0,6 - 0,8 % С достигает 2000 - 2300 МПа. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению. Мартенсит с  $>0,35 - 0,4$  % С обладает низкой пластичностью и разрушается хрупко. По этой причине нельзя точно определить прочность закаленной стали со структурой мартенсита и поэтому приведенные выше цифры (2000 - 2300 МПа) следует считать ориентировочными.

Высокая твердость мартенсита объясняется главным образом влиянием внедренных атомов углерода в решетку  $\alpha$  - фазы, созданием микро- и субмикроскопической неоднородности строения с повышенной плотностью дефектов

кристаллического строения. Поверхности раздела кристаллов мартенсита представляют собой трудно преодолимые препятствия для движения дислокаций. Подвижность дислокаций затруднена и в связи с повышенной их плотностью из-за фазового наклепа. Все это и определяет высокую твердость стали, имеющей мартенситную структуру. Хрупкость мартенсита связана с пониженной подвижностью заблокированных дислокаций, что уменьшает возможность пластической релаксации в местах концентрации напряжений. Присутствие углерода и других примесей в твердом растворе повышает электросопротивление и коэрцитивную силу мартенсита, понижает остаточную индукцию и магнитную проницаемость по сравнению с ферритом.

Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали и особенно с аустенитом имеет наибольший удельный объем: удельный объем аустенита при содержании 0,2 - 1,4 % С составляет 0,12227 - 0,12528, а мартенсита 0,12708 - 0,13061  $см^3/г$ . Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию изделий или даже появление трещин.

Увеличение объема стали после закалки по сравнению с исходным тем больше, чем выше содержание углерода в мартенсите, и составляет 1,13 - 1,2 % при изменении содержания углерода от 0,4 до 0,8%. В заэвтектоидных сталях происходит уменьшение объемных изменений вследствие увеличения количества остаточного аустенита.

Наибольшее увеличение объема наблюдается у эвтектоидной стали, поэтому она наиболее чувствительна к закалочным трещинам и деформациям.

## 1.6 Промежуточное (бейнитное) превращение

*Природа бейнита.* Бейнитное (промежуточное) превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями (см. рис. 1.8). В результате промежуточного превращения образуется бейнит, представляющий собой структуру, состоящую из  $\alpha$  - твердого раствора, претерпевшего мартенситное превращение и несколько пересыщенного углеродом, и частиц карбидов. Различают структуру верхнего и нижнего бейнита. Верхний бейнит, образующийся обычно в области температур  $\sim 500 - 350$  °С, имеет «перистый» вид, в котором: частицы карбидов выделяются не в виде пластинок, как в перлите, а в виде изолированных узких частиц (рис. 1.20, а). Нижний бейнит образуется при температурах от 350 °С до точки  $M_n$  и имеет игольчатое (пластинчатое) мартенситоподобное строение (рис. 1.20, б и в). Карбидные частицы в нижнем бейните располагаются в пластинках  $\alpha$  - фазы (рис. 1.20, в).

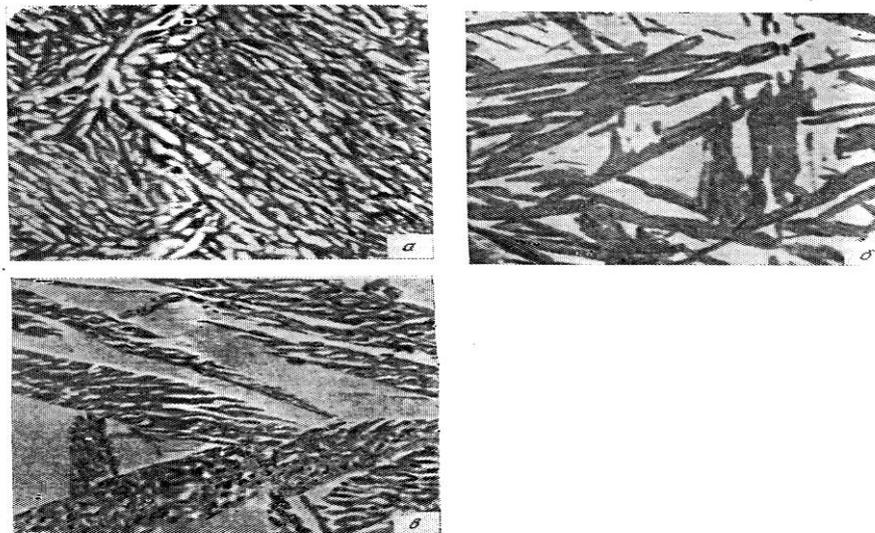


Рисунок 1.20 – Микроструктура бейнита:

а – верхний бейнит, х 50000;

б – нижний бейнит и остаточный аустенит, х 500; в – то же, х 10000

*Механизм промежуточного превращения.* Бейнитное (промежуточное) превращение переохлажденного аустенита (рис. 1.21) сочетает в себе элементы перлитного и мартенситного превращений: диффузионное перераспределение углерода в аустените и между продуктами его распада и сдвиговое кооперативное мартенситное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

Бейнитное превращение протекает при температурах, когда скорость самодиффузии железа и диффузия легирующих элементов практически невозможна, а скорость диффузии углерода еще достаточно высока. Это и предопределяет особенности бейнитного превращения.

В начале этого превращения происходит диффузионное перераспределение углерода в аустените (рис. 1.21), что приводит к образованию в нем объемов, обогащенных и обедненных углеродом. Участки аустенита с низким содержанием углерода, у которых точка  $M_n$  лежит в области температур промежуточного превращения (см. рис. 1.19) претерпевают  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение по мартенситному механизму. Образующийся малоуглеродистый мартенсит тут же отпускается при температурах промежуточной области с образованием бейнитной структуры. В объемах аустенита, обогащенных углеродом, если их пересыщение высокое, в процессе изотермической выдержки могут выделяться частицы карбидов (рис. 1.21). Это, естественно, приведет к обеднению этих участков аустенита углеродом и к протеканию в них превращения по мартенситному механизму. Мартенситный механизм образования  $\alpha$  - фазы и обуславливает ее игольчатую структуру и появление характерного рельефа на поверхности микрошлифов, особенно заметного при образовании нижнего бейнита.

Скорость торцового роста кристаллов  $\alpha$  - фазы при промежуточном превращении относительно невелика и составляет  $10^{-3}$ -  $10^{-5}$  мм /с. Это объясняется тем, что скорость роста кристаллов  $\alpha$  - фазы определяется скоростью отвода углерода от границ растущего  $\alpha$  - кристалла в аустенит.

Образующаяся при бейнитном превращении  $\alpha$  - фаза (мартенсит), пересыщена углеродом и притом тем сильнее, чем ниже температуры превращения.

Поэтому сразу после  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращения из пересыщенного  $\alpha$  - раствора могут выделяться частицы карбидов. Механизм образования верхнего и нижнего бейнита, в принципе, одинаков. Различие состоит в том, что в области образования верхнего бейнита вначале происходит более значительная дифференциация по концентрации углерода в кристаллах аустенита, что вызывает более сильное обогащение отдельных объемов аустенита углеродом и, следовательно, образование более обедненной углеродом  $\alpha$  - фазы. Поэтому, в общем, структура верхнего бейнита более грубая, чему способствует также выделение карбидов главным образом из аустенита. При образовании нижнего бейнита, наоборот, обогащение аустенита углеродом обычно сравнительно невелико, а пересыщение  $\alpha$  - фазы более значительно. Поэтому карбиды выделяются главным образом в кристаллах  $\alpha$  - фазы (рис. 1.20), а сама структура нижнего бейнита более тонкая.

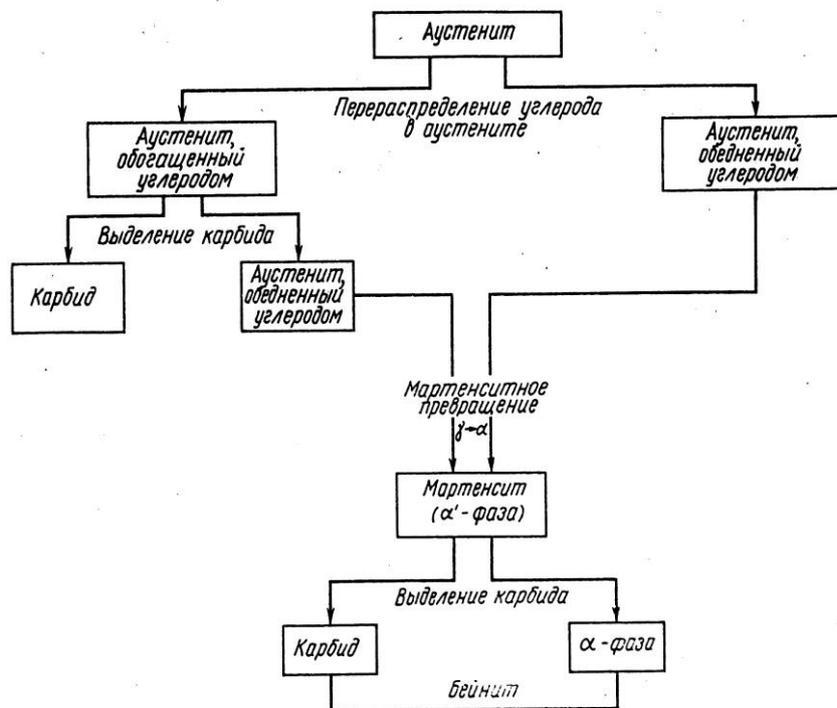


Рисунок 1.21 – Схема бейнитного превращения

Как и мартенситное превращение, рассматриваемое промежуточное превращение не идет до конца. Нераспавшийся при изотермической выдержке аустенит при последующем охлаждении будет в той или иной степени претерпевать мартенситное превращение, а частично и сохраняться (остаточный аустенит).

*Механические свойства стали с бейнитной структурой.* Образование верхнего бейнита (распад при  $\sim 550 - 450$  °С) снижает пластичность стали по сравнению с получаемой для продуктов распада аустенита в нижней части перлитной области (см. рис. 1.11). При этом твердость и прочность не изменяются или несколько

снижаются.

Пониженная пластичность верхнего бейнита связана с выделением сравнительно грубых карбидов по границам ферритных зерен.

Получающийся в результате распада аустенита в нижней области промежуточного превращения (см. рис. 1.11) бейнит обеспечивает высокий уровень механических свойств: прочности, пластичности и вязкости. По сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области (сорбит, троостит) нижний бейнит имеет более высокую твердость и прочность при высокой пластичности и вязкости. Это объясняется повышенным содержанием углерода и большой плотностью дислокаций в бейнитной  $\alpha$  - фазе, а также образованием дисперсных карбидов, расположенных в кристаллах этой фазы.

Основанная на промежуточном превращении термическая обработка (изотермическая закалка) на нижний бейнит обеспечивает высокий комплекс механических свойств и, что особенно важно, высокую конструктивную прочность, поэтому ее широко используют в промышленности для упрочнения ответственных деталей машин.

### 1.7 Изотермическое превращение аустенита в легированных сталях

Рассмотренные выше (см. рис. 1.13) диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита справедливы только для углеродистых и низколегированных сталей. Для легированных сталей, в которых кроме углерода в состав аустенита входят, в частности, карбидообразующие элементы изотермическая диаграмма имеет другой вид (рис. 1.22), на изотермической диаграмме для этих сталей (рис. 1.22) наблюдается два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, соответствующие перлитному и бейнитному (промежуточному) превращениям. Оба превращения разделены областью относительной устойчивости аустенита. В случае доэвтектоидной или заэвтектоидной легированных сталей на диаграмме изотермического распада переохлажденного аустенита, так же как и углеродистой стали, появляется добавочная линия, соответствующая началу выделения избыточного легированного феррита или карбида. Промежуточное превращение в легированных сталях не идет до конца.

Часть аустенита, обогащенного углеродом, при изотермической выдержке не распадается и при дальнейшем понижении температуры может лишь частично превратиться в мартенсит или даже не претерпевать этого превращения. Таким образом, в результате промежуточного превращения легированная сталь приобретает структуру, состоящую из бейнита и некоторого количества мартенсита и нераспавшегося, т. е. остаточного аустенита.

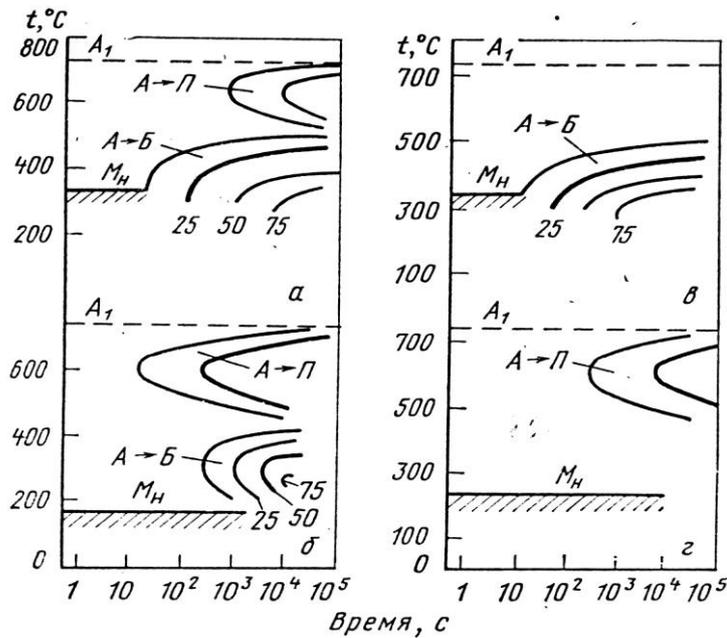


Рисунок 1.22 – Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита в легированной стали (схемы): *а* и *б* – среднелегированные стали; *в* – высоколегированные стали; *г* – высокохромистые стали. Цифры у кривых указывают степень превращения, % (объемн.)

Все легирующие элементы (за исключением кобальта) увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного и бейнитного превращений и на диаграмме изотермического превращения сдвигают вправо, т. е. в сторону большего времени выдержки, кривые начала и конца распада. Причина высокой устойчивости переохлажденного аустенита в области перлитного превращения легированной стали состоит в том, что в результате влияния легирующих элементов тормозится  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращение и образуются сразу специальные карбиды. Для получения такой структуры должно пройти диффузионное перераспределение не только углерода, но и легирующих элементов.

Карбидообразующие элементы переходят в карбиды, а элементы, не образующие карбидов, — в феррит. Замедление распада аустенита в перлитной зоне объясняется очень малой скоростью диффузии легирующих элементов в аустените и уменьшением скорости диффузии углерода под влиянием карбидообразующих элементов. Кроме того, легирующие элементы уменьшают скорость полиморфного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ , которое лежит в основе распада переохлажденного аустенита.

В области, температур промежуточного превращения переохлажденного аустенита возможна лишь диффузия углерода, а диффузия легирующих элементов практически исключается. Поэтому при распаде аустенита образуются

$\alpha$  - раствор и карбид цементитного типа, имеющие то же содержание легирующих элементов, что и исходный аустенит. Следовательно, для образования бейнита необходима только диффузия углерода без перераспределения

концентрации легирующих элементов.

Особенно повышается устойчивость переохлажденного аустенита при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов (например Сг и Мо, Мп и Сг и т. д.), при том в повышенном количестве.

Легирующие элементы влияют неодинаково на устойчивость аустенита в перлитной и промежуточной областях. Чаще в стали с небольшим содержанием углерода максимальная скорость превращения соответствует промежуточной области (рис. 1.22, а), а в сталях с высоким содержанием углерода — интервалу температур перлитного превращения (рис. 1.22, б).

В низкоуглеродистых сталях с повышенным содержанием хрома, никеля, вольфрама и молибдена превращение в перлитной области температур протекает настолько медленно, что экспериментально не обнаруживается.

Поэтому на диаграммах изотермического превращения переохлажденного аустенита фиксируется только промежуточное превращение (рис. 1.22, в). В некоторых сталях (например, содержащих 0,3 - 0,4 % С и 10 - 12 % Сг), наоборот, практически не удается зафиксировать промежуточное превращение, и отмечается лишь распад в перлитной области (рис. 1.22, г). *Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита позволяют определять, какие превращения возможны в выбранной стали, при каких температурах они протекают и какова скорость их развития при данной температуре.*

## 1.8 Превращение аустенита при непрерывном охлаждении

При переохлаждении аустенита до температуры  $A_1$  его свободная энергия практически равна свободной энергии стабильных низкотемпературных фаз, поэтому его превращение в этих условиях не может протекать. При реальных скоростях охлаждения, когда аустенит переохлаждается до температур ниже  $A_1$  он становится метастабильным и превращается в более стабильные структуры.

С увеличением скорости охлаждения возрастает степень переохлаждения аустенита относительно равновесной точки  $A_1$ . Схематические диаграммы, показывающие влияние скорости охлаждения на температуру распада аустенита и на образование структурных составляющих после охлаждения углеродистой эвтектоидной стали, приведены на рис. 1.23.

Чем больше скорость охлаждения и ниже температура распада аустенита (рис. 1.23, а), тем дисперснее образующаяся феррито - цементитная структура, подобно тому, как это наблюдалось при изотермическом распаде аустенита. Следовательно, при небольшой скорости охлаждения  $v_1$  образуется перлит (рис. 1.24, г), при большей  $v_2$  - сорбит и еще большей  $v_3$  - троостит (рис. 1.23, а и б). Бейнит при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется.

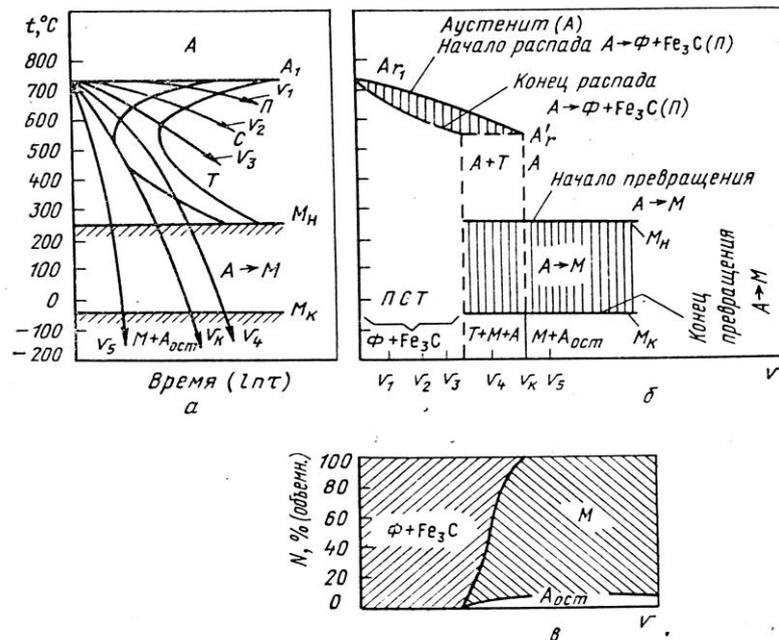


Рисунок 1.23 – Изотермическое превращение аустенита эвтектоидной стали:  
 а – кинетика превращения; б – влияние скорости  $v$  охлаждения на температуру превращения аустенита; в – влияние скорости охлаждения на количество структурных составляющих стали

При высоких скоростях охлаждения  $v_1$ , (рис. 1.23, а и б) часть аустенита переохлаждается до точки  $M_H$  и превращается в мартенсит. Структура в этом случае состоит из троостита и мартенсита (рис. 1.24, б).

При очень большой скорости охлаждения перлитный распад аустенита становится вообще невозможным и тогда аустенит переохлаждается до точки  $M_H$  и превращается в мартенсит (кривая  $v_3$ , на рис. 1.23). Превращение аустенита в мартенсит не идет до конца, поэтому в закаленной стали наряду с мартенситом всегда присутствует в некотором количестве остаточный аустенит (рис. 1.24, в). Минимальную скорость охлаждения  $v_H$  (см. рис. 1.23), при которой весь аустенит переохлаждается до точки  $M_H$  и превращается в мартенсит, называют *критической скоростью закалки*.

При охлаждении легированных сталей с различными скоростями образуются более сложные структуры (рис. 1.25). Если распад аустенита в перлитной зоне протекает быстрее, чем в промежуточной, то при охлаждении с небольшой скоростью образуется перлит (кривые  $v_1, v_2$ ). При охлаждении с большей скоростью ( $v_3$ ) наряду с перлитом имеется бейнит; притом часть аустенита, не претерпевшая распада в перлитной и бейнитной областях, превращается в мартенсит. В этом случае структура будет состоять из перлит, бейнита, мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита (рис. 1.25, в).

Частично превращение в бейнитной области изменяет состав аустенита; он обогащается углеродом, поэтому снижается температура, соответствующая точке  $M_H$  и увеличивается количество остаточного аустенита. При еще большей скорости охлаждения (рис. 1.25, кривая  $v_4$ ) перлитное превращение происходит лишь частично; большая часть аустенита переохлаждается до температуры,

соответствующей точке  $M_n$  и превращается в мартенсит. После охлаждения сталь будет иметь структуру, состоящую из троостита, мартенсита и остаточного аустенита. При скорости охлаждения выше критической скорости (кривая  $v_k$ ;) закалки (например  $v_5$ ) образуется только мартенсит.

Значение критической скорости закалки неодинаково для разных сталей и зависит от устойчивости аустенита, определяемой, составом стали. Чем больше его устойчивость, тем меньше критическая скорость закалки. Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закалки (800 - 200 °C/c). Наименьшая критическая скорость закалки у эвтектоидной стали. Чем крупнее зерно аустенита и чем он однороднее (т. е. чем выше температура нагрева), тем больше устойчивость переохлажденного аустенита и меньше его критическая скорость закалки.

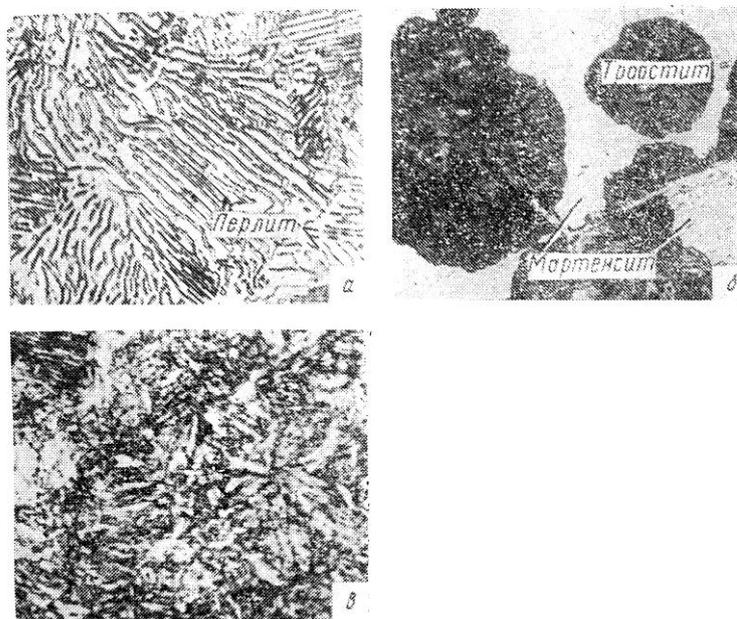


Рисунок 1.24 – Микроструктура стали после охлаждения с различной скоростью, х 500:

- а – перлит, охлаждение со скоростью  $v_1$  (рис. 1.23, а);
- б – мартенсит + троостит (темный), охлаждение со скоростью  $v_4$ ;
- в – мартенсит, охлаждение со скоростью  $v_5$

Легирующие элементы, повышая устойчивость аустенита, резко снижают критическую скорость закалки. Так, при введении 1 % Cr в сталь с 1% С критическая скорость закалки уменьшается в 2 раза, а при введении 0,4% Mo от 200 до 50 °C/c. Сильно снижают критическую скорость закалки марганец и никель и в меньшей степени вольфрам. Для многих легированных сталей критическая скорость закалки снижается до 20 - 30 °C/c и более. Кобальт является единственным легирующим элементом, понижающим устойчивость аустенита и повышающим критическую скорость закалки.

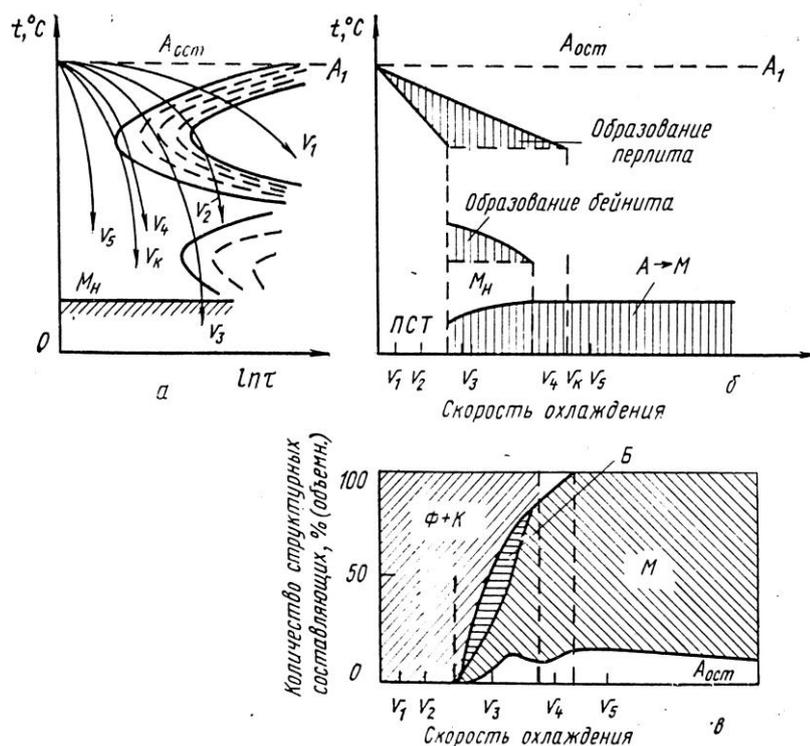


Рисунок 1.25 – Превращение переохлажденного аустенита легированной стали, обладающего высокой устойчивостью при температурах промежуточного превращения:  
 а – кинетика изотермического превращения переохлажденного аустенита;  
 б – влияние скорости охлаждения на температуру превращения;  
 в – влияние скорости охлаждения на количество структурных составляющих после окончания превращения