

В.М.Матюнин

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ

*Допущено Научно-методическим советом
по материаловедению и технологии конструкционных материалов
Министерства образования и науки РФ в качестве учебного пособия
для студентов высших учебных заведений, обучающихся
по направлениям "Теплоэнергетика" и "Энергомашиностроение"*

Москва
Издательский дом МЭИ
2008

УДК 669.017 : 621.1 (075.8)
ББК 34.2 : 31.3-я73
М 353

Рецензент: заведующий кафедрой «Технология металлов» МАИ,
председатель научно-методического совета по материаловедению и технологии
конструкционных материалов Минобрнауки РФ, профессор Г.П. Фетисов

Матюнин В.М.

М 353 **Металловедение в теплоэнергетике: учебное пособие для вузов /**
В.М. Матюнин. — М.: Издательский дом МЭИ, 2008. — 328 с.: ил.

ISBN 978-5-383-00222-3

Изложены основы металловедения и его особенности в теплоэнергетике. Рассмотрены условия работы, типы повреждений и требования, предъявляемые к металлу в теплоэнергетике. Показаны изменения, происходящие в структуре и свойствах металла в процессе длительной эксплуатации. Подробно описаны жаропрочные, жаростойкие и коррозионно-стойкие стали и сплавы. Даны понятия о ресурсе металла, его прогнозировании и восстановлении. Приведены современные методики оперативной диагностики структурно-механического состояния металла в теплоэнергетике.

Для студентов технических университетов при подготовке бакалавров, специалистов, магистров по направлениям «Теплоэнергетика» и «Энергомашиностроение».

УДК 669.017 : 621.1 (075.8)
ББК 34.2 : 31.3-я73

ISBN 978-5-383-00222-3

© В.М. Матюнин, 2008
© ЗАО «Издательский дом МЭИ», 2008

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	8
Раздел первый	
ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ	10
Глава первая	
Металловедение и его особенности в теплоэнергетике	10
1.1. Металловедение — наука о металлах	10
1.2. Особенности металловедения в теплоэнергетике и его задачи	11
Контрольные вопросы	14
Глава вторая	
Кристаллическое строение металлов	15
2.1. Понятия о металлах, их классификации и свойствах	15
2.2. Энергетическое состояние металлов	17
2.3. Основные типы кристаллических решеток	19
2.3.1. Кристаллографические направления и плоскости	22
2.3.2. Анизотропия в кристаллах	23
2.3.3. Полиморфизм металлов	24
2.4. Дефекты кристаллического строения	25
2.5. Формирование структуры металла при кристаллизации	32
2.6. Методы исследования строения металлов и сплавов	40
Контрольные вопросы	43
Глава третья	
Основы теории сплавов	44
3.1. Понятие о металлических сплавах	44
3.2. Виды двойных сплавов	45
3.3. Понятия о диаграммах состояния сплавов и их построение	47
3.3.1. Понятия о диаграммах состояния сплавов и фазах	47
3.3.2. Построение диаграмм состояния	49
3.4. Основные типы диаграмм состояния двойных сплавов	50
3.5. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния ..	57
Контрольные вопросы	59
Глава четвертая.	
Механические свойства металлов и методы их определения	60
4.1. Общие понятия о нагрузках, напряжениях и деформациях	60
4.2. Механические свойства металлов и классификация методов механических испытаний	63

4.3. Механические свойства, определяемые при статическом нагружении	65
4.3.1. Испытания на растяжение	65
4.3.2. Испытания на твердость	73
4.3.3. Испытания на трещиностойкость	77
4.4. Механические свойства, определяемые при динамическом нагружении	80
4.4.1. Испытания на ударную вязкость	80
4.4.2. Испытания на хладноломкость и критическую температуру хрупкости	82
4.5. Механические свойства, определяемые при циклическом нагружении	84
4.5.1. Испытания на усталость	84
4.5.2. Разрушение при усталости	87
4.6. Безобразцовый метод оценки механических свойств металлов	88
4.7. Влияние нагрева на механические свойства металлов	100
Контрольные вопросы	104
Глава пятая	
Дислокационный механизм пластической деформации.	
Наклеп и рекристаллизация	105
5.1. Дислокационный механизм пластической деформации	105
5.2. Теоретическая и реальная (техническая) прочность металлов	109
5.3. Разрушение и его виды	112
5.4. Наклеп	115
5.5. Рекристаллизационные процессы в наклепанном металле	118
Контрольные вопросы	122
Глава шестая	
Железоуглеродистые сплавы	
6.1. Компоненты, фазы и структурные составляющие в железоуглеродистых сплавах	123
6.2. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов	126
6.3. Критические точки железоуглеродистых сплавов	133
6.4. Углеродистые стали	135
6.5. Чугуны	140
Контрольные вопросы	145
Глава седьмая	
Элементы теории и технологии термической, химико-термической и термомеханической обработок металла	
7.1. Основные превращения в стали при нагреве и охлаждении в области критических точек	146
7.2. Изотермический распад аустенита	150

7.3. Превращения в аустените при непрерывном охлаждении. Мартенситное превращение	155
7.4. Основные виды и технология термической обработки стали	157
7.5. Химико-термическая обработка	169
7.6. Термомеханическая обработка	174
Контрольные вопросы	176
Глава восьмая	
Общие принципы легирования. Классификация и маркировка легированных сталей	
8.1. Понятие о легировании	177
8.2. Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения в сталях	178
8.3. Влияние легирующих элементов на свойства феррита	179
8.4. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита . . .	181
8.5. Образование карбидной фазы в легированных сталях	184
8.6. Классификация легированных сталей	186
8.7. Маркировка легированных сталей	188
Контрольные вопросы	190
Глава девятая	
Цветные металлы и сплавы	
9.1. Алюминий и его сплавы	191
9.1.1. Алюминий	191
9.1.2. Алюминиевые сплавы	192
9.2. Медь и ее сплавы	198
9.2.1. Медь	198
9.2.2. Латунь	199
9.2.3. Бронза	201
9.3. Титан и его сплавы	203
9.3.1. Титан	203
9.3.2. Титановые сплавы	204
9.4. Антифрикционные подшипниковые сплавы	207
Контрольные вопросы	210
Раздел второй	
МЕТАЛЛЫ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ И ИХ ОСНОВНЫЕ СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА	
211	
Глава десятая	
Условия работы, повреждения и требования, предъявляемые к металлу в теплоэнергетике	
211	
10.1. Условия работы металла в теплоэнергетике под воздействием конструктивно-технологических и эксплуатационных факторов . . .	211

10.2. Основные типы эксплуатационных повреждений металла и причины их возникновения	212
10.3. Изменения, происходящие в структуре и механических свойствах металла в процессе эксплуатации	216
10.4. Требования, предъявляемые к металлу в теплоэнергетике	218
Контрольные вопросы	220
 Глава одиннадцатая	
Основные служебные свойства металлов в теплоэнергетике	221
11.1. Общие понятия	221
11.2. Жаропрочность	223
11.2.1. Ползучесть	224
11.2.2. Длительная прочность	228
11.2.3. Релаксация напряжений	232
11.2.4. Металловедческие факторы, влияющие на жаропрочность	236
11.3. Коррозионно-эрозионная стойкость	237
11.3.1. Общие сведения о коррозии и эрозии металла	237
11.3.2. Основные типы коррозии металла	240
11.3.3. Эрозионный износ	243
11.4. Конструкционная прочность металла и ее критерии	245
Контрольные вопросы	246
 Глава двенадцатая	
Базовые стали и сплавы, стойкие к эксплуатационным воздействиям в теплоэнергетике	248
12.1. Теплостойкие стали	248
12.2. Жаропрочные стали и сплавы	252
12.3. Жаростойкие стали и сплавы	257
12.4. Коррозионно-стойкие стали и сплавы	260
Контрольные вопросы	268
 Раздел третий	
КОНТРОЛЬ МЕТАЛЛА В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ, ПРОГНОЗИРОВАНИЕ И ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЕГО РЕСУРСА	269
 Глава тринадцатая	
Контроль металла и показатели его эксплуатационной надежности ...	270
13.1. Поверхности нагрева котлоагрегатов	270
13.2. Паропроводы	271
13.3. Барабаны котлоагрегатов	274
13.4. Детали турбин	275
13.5. Сварные соединения и крепёж	278

13.6. Оперативный безобразцовый контроль микроструктуры и механических свойств металла оборудования и трубопроводов . . .	281
13.6.1. Безобразцовый контроль микроструктуры металла	281
13.6.2. Безобразцовый контроль кратковременных механических свойств	283
Контрольные вопросы	296
Глава четырнадцатая	
Ресурс металла оборудования и трубопроводов ТЭС	297
14.1. Общие понятия о ресурсе эксплуатации оборудования и трубопроводов ТЭС	297
14.2. Обеспечение ресурса металла на стадиях проектирования, изготовления, монтажа и эксплуатации энергоустановок	299
14.2.1. Обеспечение ресурса на стадии проектно-конструкторских работ	299
14.2.2. Обеспечение ресурса на стадиях изготовления и монтажа оборудования и трубопроводов	300
14.2.3. Обеспечение ресурса на стадии эксплуатации	302
14.3. Прогнозирование остаточного ресурса	304
14.4. Характеристики жаропрочности как параметры диагностики ресурса металла	307
14.5. Продление ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов	310
Контрольные вопросы	312
Глава пятнадцатая	
Восстановление ресурса и защита металла в теплоэнергетике	314
15.1. Восстановление ресурса металла паропроводов термической обработкой	314
15.2. Восстановление ресурса металла роторов	320
15.3. Восстановление ресурса металла лопаток паровых турбин	321
15.4. Защита металла от коррозии и эрозии	324
Контрольные вопросы	325
Список литературы	326

ПРЕДИСЛОВИЕ

Подготовка специалистов-теплоэнергетиков в технических университетах должна быть ориентирована на будущую проектно-конструкторскую, технологическую и эксплуатационную деятельность на производстве или в научно-исследовательских организациях. Во всех направлениях этой деятельности главной проблемой считается обеспечение надежности и безопасности теплоэнергетических объектов в процессе эксплуатации. При этом одной из актуальных задач является повышение надежности и долговечности металла оборудования и трубопроводов энергоустановок. Поэтому будущий специалист должен иметь как общетехническую, так и специальную подготовку в области металловедения в теплоэнергетике.

Существует большое количество учебников и учебных пособий по металловедению. Однако в них учебный материал изложен, как правило, по классическому принципу с рассмотрением общих основ металловедения без учета особенностей эксплуатации металла в различных отраслях промышленности. Теплоэнергетика, являющаяся основным производителем электроэнергии, имеет свои особенности в области металловедения и используемых металлов и сплавов. Это прежде всего длительная эксплуатация металлов оборудования и трубопроводов в условиях повышенных температур, рабочих нагрузок, коррозионно-эрозионных воздействий.

Надежность работы металла в теплоэнергетике оценивается по таким критериям как жаропрочность, жаростойкость, коррозионно-эрозионная стойкость, конструкционная прочность. Однако без знания структуры металла на макро- и микроуровнях процессов, происходящих под воздействием эксплуатационных факторов, взаимосвязи структуры с физико-механическими свойствами невозможно достоверно оценить состояние металла и уточнить его остаточный ресурс после длительной эксплуатации. Поэтому будущие специалисты должны иметь представление о современных методах диагностики металла действующего оборудования, технических средствах контроля структуры и механических свойств металла, подходах к оценке остаточного ресурса. Это особенно актуально в настоящее время, когда более 80 % оборудования тепловых электрических станций выработало свой проектный ресурс и остро стоит вопрос о замене отдельных деталей и конструкций или о продлении их

ресурса путем использования специальных технологий восстановления структуры и свойств деградировавшего металла.

Таким образом, по мнению автора, изложение в одном учебном пособии трех взаимно связанных разделов, включающих общие основы металловедения (разд. 1), особенности металловедения в теплоэнергетике с подробным рассмотрением структуры и свойств базовых сталей и сплавов энергоустановок (разд. 2), диагностику ресурса металла и его восстановление (разд. 3), будет способствовать более качественной подготовке специалистов-теплоэнергетиков в технических университетах.

Настоящее пособие предназначено для обучения студентов технических университетов при подготовке бакалавров, специалистов, магистров по специальностям теплоэнергетического и энергомашиностроительного профилей.

Пособие может быть использовано при изучении как общетехнической дисциплины «Металловедение», так и специальной дисциплины «Металловедение в теплоэнергетике». Кроме того, разд. 2 и 3 могут быть полезны и при изучении других специальных дисциплин в области диагностики структурно-механического состояния и прогноза ресурса металла в процессе эксплуатации оборудования и трубопроводов не только в теплоэнергетике, но и в других отраслях промышленности, например, нефтяной, газовой, химической.

Автор выражает глубокую благодарность преподавателям и сотрудникам кафедры «Технология металлов» института энергомашиностроения и механики МЭИ (ТУ) доцентам В.Г. Борисову, М.А. Каримбекову, П.В. Волкову, зав. лабораторией Б.А. Юзикову, инж. А.С. Рюмину за помощь в подготовке пособия. Кроме того, автор благодарит заведующего кафедрой «Технология металлов» МАИ профессора Г.П. Фетисова за ценные замечания и пожелания, высказанные при рецензировании рукописи пособия.

Все отзывы, замечания и пожелания автор просит направлять по адресу: 111250, Москва, ул. Красноказарменная, д. 14, МЭИ (ТУ), кафедра «Технология металлов», проф. В.М. Матюнину. E-mail: MatyuninVM@mpei.ru.

Автор

Раздел первый

ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

Глава первая

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ЕГО ОСОБЕННОСТИ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ

1.1. Металловедение — наука о металлах

Металл с древних времен играл важную роль в развитии человечества. Достаточно вспомнить такие периоды мировой истории, как «бронзовый век» или «железный век», чтобы представить значение того или иного металла в развитии цивилизации.

Металл и сейчас остается фундаментом мирового научно-технического прогресса. Металлы, созданные природой, и многочисленные металлические сплавы, полученные человеком, являются основными конструкционными материалами для всех отраслей промышленности.

Среди наук о металлах металловедение является основной. Существует следующее определение металловедения как науки. *Металловедение — наука, изучающая связь между составом, строением и свойствами металлических материалов, закономерности их изменения при механических, термических, химических и других воздействиях.*

Теоретической базой металловедения являются физика, химия, термодинамика, механика и другие науки. Поэтому развитие металловедения неразрывно связано с развитием этих фундаментальных наук.

Основные физико-механические, технологические и служебные свойства металлов и сплавов определяются, прежде всего, их внутренним строением, которое зависит от химического состава и характера внешних воздействий в процессе обработки и эксплуатации деталей и конструкций.

Отечественная наука внесла большой вклад в развитие металловедения. Впервые существование связи между строением стали и ее

свойствами установил знаменитый русский металлург П.П. Аносов. Он первым применил микроскоп для изучения структуры металла, разработал процесс газовой цементации, исследовал влияние отжига на структуру и свойства стали. Ученый раскрыл утраченный секрет древней булатной стали и описал его в своей книге «О булатах», вышедшей в свет в 1841 г. В 1868 г. великий русский ученый-металлург Д.К. Чернов открытием критических точек в стали установил подлинно научную причину изменения ее свойств при термической обработке, за что получил международное признание. На Всемирной выставке в Париже (1900 г.) известный французский металлург Г. Монгольфье сказал: «Считаю своим долгом открыто и публично заявить в присутствии стольких знатоков и специалистов, что наши заводы и все сталелитейное дело обязаны настоящим успехам в значительной мере трудам и исследованиям русского инженера Д.К. Чернова, и приглашаю всех выразить ему нашу признательность и благодарность от имени всей металлургической промышленности». В 1903 г. вышла книга американского металлурга Г. Хоу со следующим посвящением: «Профессору Дмитрию Константиновичу Чернову, отцу металлургии железа».

В последующие годы существенный вклад в развитие металловедения внесли Н.С. Курнаков, А.А. Байков, А.М. Бочвар, И.А. Одинг, С.Т. Кишкин, С.С. Штейнберг, Г.П. Курдюмов, А.П. Гуляев, Ю.М. Лахтин и их ученики.

Среди известных зарубежных ученых, без научных трудов которых были бы невозможны успехи в развитии металловедения, следует назвать Ф. Осмонда, Г. Таммана, Э. Бейна, М. Мейла, Г. Розебума.

1.2. Особенности металловедения в теплоэнергетике и его задачи

Основные теоретические и практические положения и закономерности, установленные в металловедении, являются общими для различных металлических материалов независимо от их назначения. Однако каждая отрасль промышленности требует от металлических материалов особых служебных свойств. Например, для летательных аппаратов в авиации и космонавтике необходимы сплавы низкой плотности и высокой удельной прочности; для инструмента и приборов в медицине первостепенное значение имеют металлы, обладающие хорошей совместимостью с живыми тканями организма человека. Далее рассмотрим более подробно особенности металловедения в теплоэнергетике.

За последние 100 лет теплоэнергетика претерпела несколько этапов своего развития, позволивших резко повысить коэффициент полезного действия энергоблоков. Использование для изготовления оборудования и трубопроводов более качественных сталей и сплавов позволило увеличить давление и температуру рабочего тела (пара, газа), что обеспечило повышение технико-экономических показателей энергоустановок. Если еще полвека назад рабочие параметры водяного пара составляли 10—12 МПа и 500—540 °С, то в настоящее время эти параметры возросли до 30 МПа и 650 °С.

Основу современной теплоэнергетики составляют тепловые электрические станции, оснащенные мощными парогенераторами и турбинами. Базовыми конструкционными материалами теплоэнергетических установок являются стали и сплавы, которые обладают высокими эксплуатационными свойствами. К таким свойствам следует, прежде всего, отнести способность металла длительно противостоять воздействию высокой температуры, давлению, коррозии и эрозии. Длительная эксплуатация энергоустановок в течение десятков тысяч часов приводит к изменению структуры металла, накоплению в нем повреждений и, как следствие, ухудшению его основных служебных свойств и снижению надежности работы оборудования и трубопроводов. Для замедления этих негативных процессов повышаются требования к качеству металла, обследованию его структурно-механического состояния и обоснованию оценки остаточного ресурса. Поэтому долговечность, надежность и эффективность работы энергоблоков неразрывно связаны с качеством металла, характеризуемым заданными структурой и уровнем служебных свойств. В связи с этим прогресс в развитии теплоэнергетики зависит от обеспечения энергомашиностроительных предприятий жаропрочными, жаростойкими и коррозионно-стойкими сталями и сплавами высокого и особого качества.

Основные задачи металловедения в решении этой проблемы для теплоэнергетики состоят в изучении структуры и комплекса физико-механических свойств металла, изменений, происходящих в структуре и свойствах на стадиях изготовления и эксплуатации оборудования и трубопроводов, обосновании выбора металла и технологий его обработки для изготовления деталей и конструкций энергоблоков, использовании эффективных способов оперативной диагностики структурно-механического состояния металла и разработке надежных методик оценки его остаточного ресурса.

В ближайшие годы роль металловедения в теплоэнергетике будет постоянно возрастать в связи с тем, что уже в настоящее время более

80 % энергоблоков исчерпало свой проектный ресурс (100 тыс. ч). Поэтому задачи увеличения рабочего ресурса, сохранения показателей надежности и безопасности энергоустановок представляются чрезвычайно актуальными. Решение этих задач невозможно без знаний в области металловедения.

Продление ресурса элементов энергооборудования и трубопроводов можно обеспечить применением специальных ремонтно-восстановительных и технологических операций по увеличению физических возможностей металла. Знания и опыт, накопленные в металловедении, позволяют обоснованно выбрать наиболее эффективные способы восстановления ресурса деградировавшего металла. Например, на тепловых электростанциях успешно применяются такие способы восстановления металла элементов оборудования и трубопроводов, как восстановительная термическая обработка, наплавка, нанесение износостойких и коррозионно-стойких покрытий и др.

Использование современных методов и технических средств оперативной диагностики состояния металла, пробывшего длительное время в эксплуатации, также способствует своевременному выявлению потенциально опасных мест в деталях и конструкциях энергоустановок и предотвращению аварийных ситуаций. Металлографический и фрактографический анализы металла и изломов деталей, разрушившихся в процессе эксплуатации, и оценка фактических механических свойств металла непосредственно в этих деталях позволяют устанавливать причины разрушения и принимать своевременные меры по их устранению на других аналогичных энергоблоках. Анализ механизмов макро- и микрповреждаемости металла в зависимости от длительности эксплуатации необходим для более точной оценки степени истощения ресурса. Комплексный учет структурных факторов, накопленной повреждаемости и фактических механических свойств металла позволяет более точно выполнить расчеты на прочность деталей и узлов энергооборудования до и после их восстановления.

Специалистами академических и отраслевых НИИ, вузов, служб металлов предприятий теплоэнергетики, заводских лабораторий предприятий энергомашиностроения проведен большой объем теоретических и экспериментальных работ по обоснованию продления срока службы энергооборудования и трубопроводов после истощения проектного ресурса. Разработаны и действуют нормативные документы в виде типовых инструкций по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлоагрегатов, турбин и трубопроводов.

Все вышеперечисленные мероприятия, связанные с выбором металла и оценкой его структурно-механического состояния на стадиях проектирования, изготовления, монтажа, эксплуатации и ремонта энергоустановок направлены на повышение надежности и долговечности их работы.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение металловедения как науки.
2. Каковы особенности металловедения в теплоэнергетике?
3. Назовите основные задачи металловедения в теплоэнергетике.
4. Какова роль металла в обеспечении долговечности, надежности и эффективности работы энергоблоков?
5. Почему значение металловедения в теплоэнергетике в настоящее время возрастает?

2.1. Понятия о металлах, их классификации и свойствах

Примерно 250 лет тому назад великий русский ученый М.В. Ломоносов в книге «Первые основания металлургии или рудных дел» дал металлу следующее определение: «Металлом называется светлое тело, которое ковать можно». Исходя из этого определения, М.В. Ломоносов насчитывал всего шесть металлов: золото, серебро, медь, железо, свинец и олово. Известные ранее ртуть и сурьма не подходили под это определение, так как ртуть при нормальных условиях является жидкостью, а сурьма настолько хрупка, что ее нельзя ковать.

Позднее к свойствам металлов стали причислять и другие свойства, например электрические и теплопроводные, непрозрачность в несличном тонком слое металла, характерный металлический блеск и др.

В настоящее время техническое определение металла не претерпело существенных изменений: «Металлы — это вещества, обладающие в твердом состоянии высокими электро- и теплопроводностью, а также ковкостью (пластичностью), специфическим блеском и другими свойствами, обусловленными наличием свободных электронов».

С химической точки зрения под металлами понимают определенную группу элементов, расположенную в левой части Периодической системы элементов Д.И. Менделеева. Эти элементы при химическом взаимодействии с элементами, являющимися неметаллами, отдают им свои внешние (валентные) электроны, которые прочно связаны с ядром. Поэтому на наружных электронных оболочках металлов содержится меньшее количество электронов, чем в неметаллах.

Существует еще одно определение металла: «Металл — это твердое тело, обладающее поверхностью Ферми». Под поверхностью Ферми понимают модель движения электронов в металле. По виду модели поверхности Ферми можно описать свойства металла и их изменения в различных условиях. Решение этой сложной задачи позволило бы более полно объяснить разнообразие физико-механических свойств различных металлов.

Металлы принято делить на две группы: черные и цветные.

Железо и сплавы на его основе (стали, чугуны) называют *черными* металлами, а остальные металлы (Be, Mg, Al, Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Zn, Nb, Mo, Ag, Sn, W, Au, Hg, Pb и др.) и их сплавы — *цветными*.

Черные металлы широко используются в промышленности. Примерно 90 % всех конструкционных и инструментальных материалов производятся на основе железа. Стоимость черных металлов ниже стоимости цветных металлов, что является одной из причин широкого распространения первых.

Цветные металлы по сходным свойствам подразделяются на легкие металлы, обладающие малой плотностью (Be, Mg, Al, Ti); легкоплавкие металлы (Zn, Cd, Sn, Sb, Hg, Pb, Bi); тугоплавкие металлы, температура плавления которых выше, чем температура плавления железа (Ti, Cr, Zr, Nb, Mo, W, V, Re и др.); химически инертные благородные металлы (Pd, Ag, Os, Pt, Au и др.); урановые металлы, используемые в атомной энергетике (U, Th, Pl); редкоземельные металлы, применяемые в качестве присадок к различным сплавам (Ce, Pr, Nd, Sm и др.); щелочно-земельные металлы, используемые в качестве теплоносителей в атомных реакторах (Li, Na, K, Cs и др.).

В теплоэнергетике в основном используются черные, а также цветные металлы. Например, котлоагрегаты изготавливают из углеродистых, низколегированных и высоколегированных сталей, турбоагрегаты — из жаропрочных сталей и сплавов.

Следует отметить, что перечисленными выше свойствами могут обладать не только чистые металлы, но и металлические сплавы. В большинстве случаев сплавы превосходят по своим служебным свойствам чистые металлы в условиях воздействия рабочих нагрузок, температуры, агрессивной среды и других эксплуатационных факторов. Разнообразие свойств металлов и сплавов является главной причиной их широкого использования в технике. Наличие тех или иных свойств в металлах и сплавах зависит от особенностей их внутреннего строения. Основные свойства металлов и сплавов можно подразделить на физические, химические, механические, технологические и специальные.

К *физическим* свойствам относятся магнитные, электро- и теплопроводные, а также плотность, теплоемкость, температура плавления и др.

Химические свойства характеризуют межатомные взаимодействия металла с другими веществами, в том числе с окружающей средой, например коррозию.

Среди *механических* свойств выделяют прочность, твердость, пластичность и трещиностойкость.

Технологические и специальные свойства металлов и сплавов зависят от физических, химических и механических свойств. К *технологическим* свойствам относятся литейные, ковкость, свариваемость, обрабатываемость режущим инструментом, а к *специальным* жаропрочность, жаростойкость, износостойкость, коррозионная стойкость и др.

В технической литературе используют и такие термины как «*служебные*» или «*эксплуатационные свойства*», которые характеризуют работоспособность и долговечность деталей и конструкций, изготовленных из металлов и сплавов. Эксплуатационные свойства зависят от комплекса механических, физических, химических и др. свойств.

Среди механических свойств прочность занимает особое место, так как от нее, прежде всего, зависит неразрушаемость изделий. Учение о прочности и разрушении металлов является важной частью металловедения. Современные представления о природе прочности и физических механизмах разрушения позволяют обоснованно сделать выбор металла для изготовления деталей и конструкций в зависимости от эксплуатационных воздействий.

2.2. Энергетическое состояние металлов

Любой химический элемент, включая металлы, является физико-химической системой. Поэтому и для металлов характерны основные закономерности, определяющие состояние физико-химических систем. Одна из важных закономерностей заключается в том, что устойчивость всех твердых тел возрастает при уменьшении энергии. Энергетические соотношения зависят от внутренней структуры металла. Чем прочнее связи между атомами, тем большую энергию необходимо затратить для разделения этих атомов.

Энергию механических систем подразделяют на потенциальную и кинетическую. *Потенциальная* энергия, являющаяся частью энергии механической системы, зависит от положения частиц системы во внешнем силовом поле. Например, потенциальная энергия может быть связана с действием сил гравитации или кулоновских сил, возникающих в электрических полях. *Кинетическая* энергия — это энергия движения. Например, непрерывное движение (колебания) атомов в металле в результате теплового возбуждения оказывает существенное влияние на его свойства.

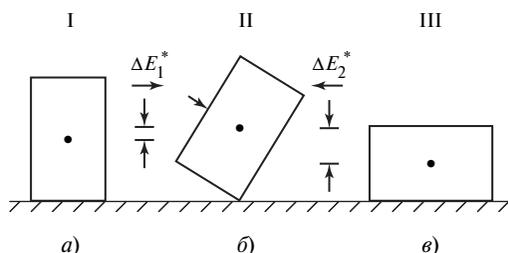


Рис. 2.1. Иллюстрация изменения энергии активации, необходимой для перевода бруска из положения I в положения II, III и обратно

Если в механической системе потенциальная энергия минимальна, то система находится в устойчивом состоянии, которое называют *стабильным равновесием*. На рис. 2.1 приведены три положения (I, II, III) прямоугольного бруска. В положении III брусок находится в наиболее устойчивом состоянии, так как его центр тяжести расположен ниже, чем в состояниях положений I или II. При переходе бруска из положения I в положение III его потенциальная энергия уменьшается. Если на брусок не оказывают внешних воздействий, то он может находиться в положении I сколь угодно долго. Такое состояние называют *метастабильным равновесием*. Чтобы перевести брусок из положения I в положение III необходимо его приподнять и наклонить, для чего требуется совершить определенную работу. Эта дополнительная работа называется *энергией активации* ΔE^* .

Для перевода системы из состояния стабильного равновесия (положение III) в состояние метастабильного равновесия (положение I) энергия активации ΔE_2^* должна быть больше, чем при обратном переводе ΔE_1^* .

Полная внутренняя энергия системы включает в себя две составляющие. Одна составляющая этой энергии обусловлена внутренним состоянием системы (внутренним беспорядком) и не участвует в реакциях с внешней средой. Другая составляющая внутренней энергии может быть переведена в работу и выделена из системы. Эта часть энергии называется *свободной энергией*. Состояние равновесия системы характеризуется уровнем свободной энергии. Минимальная свободная энергия соответствует состоянию стабильного равновесия системы. В природе любая система самопроизвольно стремится к минимуму свободной энергии, т.е. к достижению наиболее устойчивого состояния.

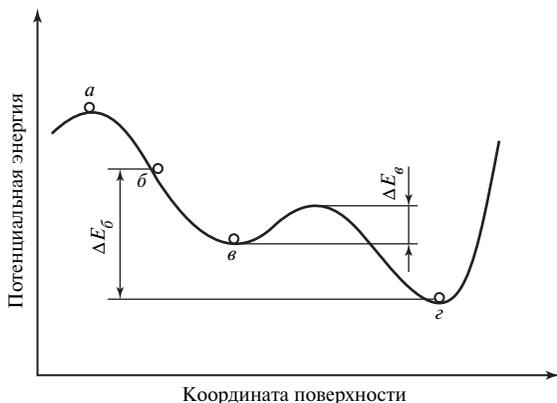


Рис. 2.2. Механическая модель системы поверхность—шар

Проанализируем состояние системы на примере энергетической кривой, моделирующей механическую систему криволинейная поверхность — шар (рис. 2.2). Допустим, что шар перекатывается по криволинейной поверхности и стремится при минимальном запасе потенциальной энергии занять положение в точке z , которое соответствует стабильному равновесию.

В точке $в$ система обладает относительной устойчивостью, что соответствует метастабильному равновесию. Для перехода из метастабильного в стабильное состояние система должна преодолеть энергетический барьер $\Delta E_г$. В точке $б$ система находится в неустойчивом состоянии и обладает запасом свободной энергии $\Delta E_б$. В точке $а$ система не имеет относительной устойчивости; в этом случае ее состояние называется *лабильным*.

2.3. Основные типы кристаллических решеток

Металлы и сплавы имеют кристаллическое строение. Это означает, что атомы в занимаемом ими пространстве расположены строго упорядоченно. В пределах одного кристалла наблюдается повторяющаяся картина расположения атомов. Если соединить атомы воображаемыми линиями в трех взаимно перпендикулярных направлениях, то получится пространственная кристаллическая решетка. Ее наименьшим структурным образованием является элементарная ячейка, контур которой представляет собой составленное из атомов геометрическое тело, например куб или шестигранную призму. Эле-

ментарные ячейки, примыкая друг к другу и многократно повторяясь, образуют более крупные элементы структуры: *зерна* или *кристаллиты*.

Ориентация ячеек в соседних зернах различна, а в пределах каждого зерна одинакова. Поэтому в кристаллической решетке зерен существует ближний и дальний порядки. Ближний порядок означает постоянство ближних атомов—соседей у каждого атома, а дальний — удаленных.

Наиболее простой геометрической формой кристаллической решетки металлов является кубическая. Эта форма решетки может быть *объемно-центрированной кубической* (ОЦК) или *гранецентрированной кубической* (ГЦК). На рис. 2.3, *а*, *б* показаны схемы этих решеток. В этих решетках основу ячеек составляют восемь атомов, образующих куб, и находящихся в его вершинах. Остальные атомы расположены или в центре куба (один атом на пересечении диагоналей в решетке ОЦК), или в центре каждой из его граней (шесть атомов в решетке ГЦК).

Кристаллические решетки ОЦК имеют альфа-железо (Fe_{α}), хром, ванадий, молибден и другие металлы, а решетки ГЦК имеют гамма-железо (Fe_{γ}), алюминий, медь, никель и другие металлы. Кристаллическая решетка характеризуется параметром решетки, координационным числом и плотностью упаковки атомов. *Параметром* (или периодом) кристаллической решетки a считают межатомное расстояние в ячейке. *Координационное число* (к.ч.) определяет число ближайших соседей каждого атома. Под *плотностью упаковки* (п.у.) понимают число атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку. Для решетки ОЦК п.у. = 2 (один атом в вершине куба, а второй в центре куба), к.ч. = 8 (например, для атома, расположенного в центре куба). Для решетки ГЦК п.у. = 4, к.ч. = 12. Параметры реше-

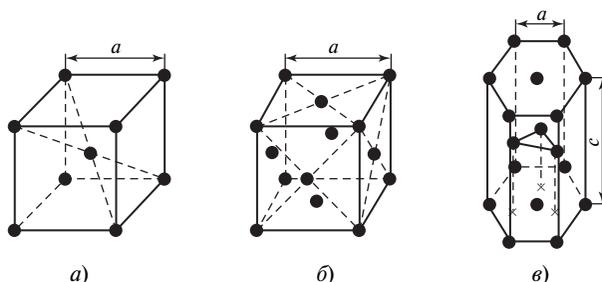


Рис. 2.3. Основные типы кристаллических решеток

ток ОЦК и ГЦК одинаковы во всех трех направлениях в пространстве. Таким образом, ГЦК решетка является более плотной, чем ОЦК решетка. От плотности упаковки кристаллической решетки зависит прочность металлов.

Однако наиболее плотной из рассматриваемых кристаллических решеток является *гексагональная плотноупакованная* решетка (ГПУ). Схема этой решетки представлена на рис. 2.3, в. Ячейка решетки представляет собой шестигранную призму с центрированными основаниями, между которыми на некотором расстоянии от центров трех граней расположены еще три атома. Решетка ГПУ характеризуется параметрами a и c ($c > a$). Если $c/a = 1,633$, то к.ч. = 12 и п.у. = 6. Решетку ГПУ имеют магний, цинк, бериллий и другие металлы. Параметры кристаллических решеток металлов составляют от 0,2 до 0,7 нм ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$).

В ячейках кристаллических решеток атомы соприкасаются друг с другом внешними слоями электронных оболочек. Межатомные силы сцепления, обеспечивающие целостность кристаллической решетки, создаются электромагнитным взаимодействием, обусловленным наличием в атомах валентных электронов. В металлах, находящихся в твердом состоянии, валентные электроны, освобождаясь от своих атомов, движутся между атомами, которые становятся положительно заряженными ионами. Это объясняется тем, что внешние электроны металлов, в отличие от неметаллов, слабо связаны с ядром. Поэтому атомы металлов легко теряют внешние электроны, превращаясь в положительные ионы. Освободившиеся электроны образуют так называемый электронный газ. Принадлежащие всему зерну свободные электроны, взаимодействуя с положительными ионами, обеспечивают целостность кристаллической решетки. Такая межатомная связь в кристаллической решетке получила название *металлической*. Металлическая связь может существовать как между одноименными атомами в чистых металлах, так и между разнородными — в сплавах. Металлическая межатомная связь не имеет направленного характера. Электроны электронного газа не связаны с отдельными ионами, а в одинаковой степени принадлежат всем ионам металла.

Благодаря наличию электронного газа металлы обладают высокими электро- и теплопроводностью. Под действием электрического поля свободные электроны приобретают направленное движение, обеспечивающее протекание тока. Высокая теплопроводность металла обусловлена также участием свободных электронов (наряду с ионами) в передаче тепла.

2.3.1. Кристаллографические направления и плоскости

При изучении и исследовании упорядоченности расположения атомов в кристаллической решетке используют кристаллографические направления и плоскости.

Кристаллографическими направлениями являются прямые линии или лучи, выходящие из какой-нибудь точки отсчета, вдоль которых на определенном расстоянии друг от друга располагаются атомы. Например, точками отсчета могут служить вершины куба, а кристаллографическими направлениями при этом являются его ребра и диагонали граней (рис. 2.4, а).

Кристаллографическими плоскостями являются плоскости, на которых расположены атомы. Например, кристаллографическими плоскостями могут быть грани куба или его диагональные плоскости (рис. 2.4, б—г).

Кристаллографические направления и плоскости принято обозначать *индексами Миллера*. Чтобы определить индекс какого-либо направления необходимо найти координаты ближайшего к точке

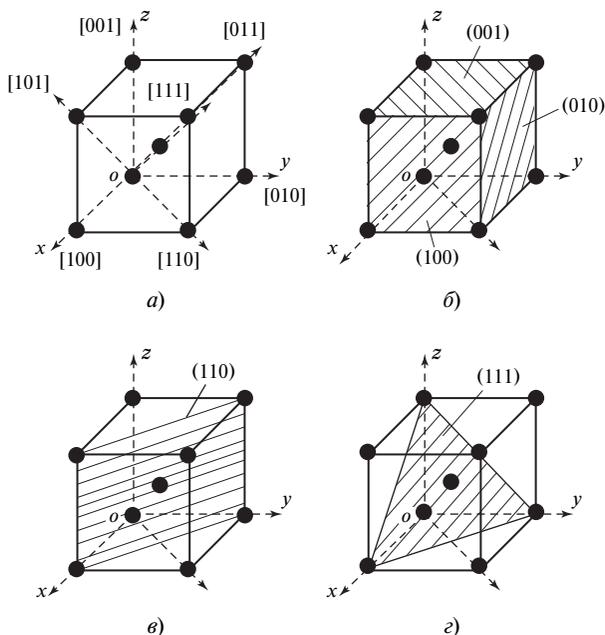


Рис. 2.4. Основные кристаллографические направления (а) и плоскости (б, в, г)

отсчета атома, лежащего на этом направлении, выраженные через параметры решетки. Например, координаты ближайшего атома вдоль оси ox выразятся через 100 (см. рис. 2.4, a). Этими цифрами в квадратных скобках принято обозначать индекс направления вдоль оси ox и параллельных ему направлений: [100].

Индексы направлений вдоль осей oy и oz и параллельных им направлений выражают соответственно [010] и [001]. Направления вдоль диагоналей граней xoz , $хоу$, $уoz$ и диагонали куба имеют следующие индексы: [101], [110], [011] и [111] (см. рис. 2.4, a).

Для определения индекса кристаллографической плоскости следует вначале найти координаты ближайших точек ее пересечения с осями координат, проведенными из точки отсчета o . Затем обратные величины найденных координат следует записать в обычной последовательности в круглых скобках. Например, координаты точек пересечения с осями координат рассматриваемой ближайшей плоскости, параллельной плоскости $хоу$ [т.е. плоскости верхней грани куба (см. рис. 2.4, b)], являются числа ∞ , ∞ , 1. Поэтому индекс этой кристаллографической плоскости будет (001).

Индексы плоскостей, параллельных плоскостям xoz и $уoz$, записывают в виде (010) и (100) (см. рис. 2.4, b). Индекс вертикальной диагональной плоскости куба имеет вид (110), а индекс наклонной плоскости, пересекающей со всеми тремя осями координат на удалении одного параметра решетки — (111) (см. рис. 2.4, b , z).

Кристаллографические направления и плоскости позволяют более детально и наглядно исследовать различные процессы, происходящие в кристаллических телах, и особенности их свойств вдоль различных направлений и плоскостей.

2.3.2. Анизотропия в кристаллах

В кристаллических решетках металла вдоль кристаллографических направлений находится разное количество атомов. Например, в ОЦК решетке (см. рис. 2.4) по направлению вдоль диагонали куба [111] и в ГЦК решетке по направлению вдоль диагоналей граней [110], [101], [011] размещается большее количество атомов, чем по направлениям вдоль ребер кубов [100], [010], [001]. В связи с этим кристаллические тела имеют различные свойства. Это различие в свойствах называется *анизотропией*.

Среди физико-механических свойств металлов от кристаллографического направления существенно зависят прочность, пластичность и вязкость. В этом можно убедиться, если вырезать образцы из металла вдоль разных кристаллографических направлений и испы-

тать их на разрывной машине. Так же различны и значения коэффициента линейного расширения. Однако теплоемкость от кристаллографического направления не зависит.

Анизотропия свойств проявляется только в пределах одного кристаллического зерна или монокристалла. Реальные металлы и сплавы являются поликристаллическими телами, состоящими из большого количества зерен, произвольно ориентированных друг к другу своими кристаллографическими направлениями и плоскостями. В связи с этим недостаток какого-либо свойства по одному из направлений приложения силы в одних зернах компенсируется большим значением этого свойства по этому же направлению в других зернах. Вследствие этого реальные поликристаллические металлы, как правило, имеют примерно одинаковые свойства по всем направлениям и их называют *изотропными*. Следует отметить, что эта изотропность является усредненной, а не истинной и поэтому поликристаллические металлы принято называть *квазиизотропными* или *псевдоизотропными*.

В процессе обработки металлов и сплавов может происходить текстурирование структуры с ориентированным расположением однотипных участков структуры. Такие металлы и сплавы также обладают анизотропией. Например, прочность или пластичность вдоль или поперек направления прокатки листовой стали различна вследствие текстурирования структуры.

2.3.3. Полиморфизм металлов

Способность металлов образовывать различные кристаллические структуры одинакового состава называется *полиморфизмом* или *аллотропией*. Например некоторые металлы (железо, титан, олово и др.) способны при нагреве или охлаждении изменять свое кристаллическое строение. При этом изменяется тип элементарной ячейки. Так, ОЦК решетка железа при нагреве до 911 °С перестраивается в ГЦК решетку. Этот тип решетки сохраняется до температуры 1392 °С, после чего при повышении температуры решетка снова перестраивается в ОЦК решетку, которая сохраняется до температуры плавления железа 1539 °С.

Основной причиной полиморфных или аллотропических превращений является стремление любого вещества иметь минимальный запас свободной энергии. Если в металле при достижении какой-то определенной температуры изменение типа кристаллической решетки обеспечивает уменьшение запаса свободной энергии, то такой металл претерпевает полиморфное превращение.

Обычно полиморфные формы металла обозначаются буквами греческого алфавита, при этом низкотемпературные модификации обозначают буквой α , а последующие в порядке увеличения температуры — β , γ , δ и т.д.

Полиморфные превращения металлов имеют важное практическое значение. Благодаря им изменяются такие свойства металла как плотность, способность растворять другие элементы и т.п. Поэтому полиморфные превращения можно использовать для изменения свойств металлов путем термической обработки.

2.4. Дефекты кристаллического строения

Технические металлы и конструкционные стали и сплавы всегда имеют разного рода дефекты, которые образуются при кристаллизации, фазовых превращениях, в процессе изготовления деталей и конструкций. Количество и концентрация этих дефектов в металле может расти в зависимости от характера технологических и эксплуатационных воздействий. Дефекты кристаллического строения подразделяют по геометрическому признаку на точечные, линейные, плоские и объемные. На уровне кристаллической решетки обычно рассматривают точечные, линейные и плоские дефекты, геометрические размеры которых соизмеримы с параметрами решетки в трех, двух или одном направлениях. Объемные дефекты имеют геометрические параметры, многократно превосходящие параметры кристаллической решетки во всех трех измерениях.

Точечные дефекты являются самыми распространенными дефектами кристаллической решетки. К точечным дефектам относятся вакансии, дислоцированные и примесные атомы. Точечные дефекты малы во всех трех измерениях.

Вакансия представляет собой пустой узел в кристаллической решетке или «дырку» по терминологии Я.И. Френкеля (рис. 2.5, а). Количество вакансий значительно увеличивается при повышении температуры, пластическом деформировании, облучении нейтронами и других воздействиях на металлы в процессе их обработки и эксплуатации. Вакансии могут перемещаться в кристаллической решетке. При взаимодействии двух вакансий может произойти их объединение и образование дивакансии. Возможно также образование тривакансий и т.д. При большом скоплении вакансий могут появиться поры. Вакансии ускоряют такие термически активационные процессы как диффузия, распад пересыщенных твердых растворов и т.п.

Дислоцированный атом представляет собой атом, вышедший из узла кристаллической решетки и занявший место в каком-то между-

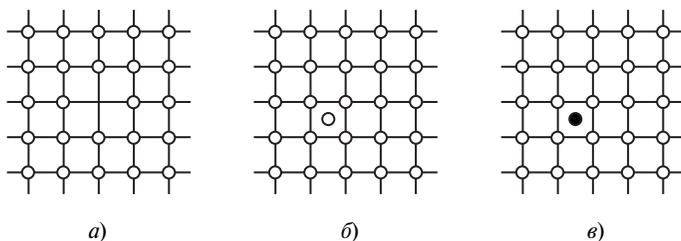


Рис. 2.5. Схемы точечных дефектов в кристаллической решетке:
 а — вакансия; б — дислоцированный атом; в — примесный атом

узлии (рис. 2.5, б). При этом на прежнем месте этого атома образуется вакансия. Количество дислоцированных атомов намного меньше, чем вакансий, так как для появления таких атомов требуются большие затраты энергии.

Примесный атом является чужеродным атомом примесей, которые всегда присутствуют в металлах и сплавах. Размеры примесных атомов отличаются от размеров основных атомов кристаллической решетки. Они могут замещать места основных атомов или внедряться внутрь ячейки (рис. 2.5, в).

Все перечисленные дефекты нарушают правильность кристаллического строения и уравновешенность силовых полей атомов. В результате искажения кристаллической решетки снижается электропроводность и повышается сопротивление пластической деформации. Точечные дефекты непрерывно перемещаются в решетке. Соседний с вакансией атом может занять ее место и оставить свой узел свободным, в который перейдет другой атом. Перемещаясь точечные дефекты могут взаимодействовать между собой и с другими дефектами. Например, при встрече вакансии и дислоцированного атома может произойти исчезновение (аннигиляция) этих дефектов, так как дислоцированный атом займет свое основное место в узле кристаллической решетки.

Линейные дефекты. К ним относятся цепочки вакансий, межузельных атомов и, в основном, дислокации. Размеры линейных дефектов малы в двух измерениях, а в третьем измерении их протяженность может быть соизмерима с длиной кристалла.

Рассмотрим самый распространенный линейный дефект — дислокации. *Дислокации* — это особый вид дефектов в расположении атомов кристаллической решетки. По своей природе они отличаются от других линейных дефектов — цепочек вакансий или межузельных атомов. Образуются дислокации в результате локальных смещений

кристаллографических плоскостей, происходящих в кристаллической решетке зерен на различных технологических этапах их формирования.

Впервые были даны понятия о дислокациях в середине тридцатых годов прошлого столетия физиками Е. Орованам, М. Поляни, Дж. Тейлором для описания механизма пластической деформации. В последующие годы была создана теория дислокаций, которую использовали для изучения прочности металлов.

Основными видами дислокаций являются краевые и винтовые.

На рис. 2.6 представлена схема образования *краевой* дислокации в результате сдвига под воздействием напряжения τ верхней части кристалла относительно нижней на одно межатомное расстояние. Сдвиг произошел не по всей плоскости скольжения, а охватил только ее часть $ABCD$. Границей сдвига является линия AB (рис. 2.6, *a*). В результате сдвига в верхней части кристалла появилась лишняя полуплоскость, которая называется *экстраплоскостью* (на рис. 2.6, *b* эта плоскость заштрихована и обозначена S_α). На этом рисунке виден край этой экстраплоскости AA , который и является линейным дефектом — краевой дислокацией. Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют *положительной* и обозначают знаком \perp , а если экстраплоскость находится в нижней части кристалла, то ее называют *отрицательной* и обозначают знаком Γ . Знак дислокаций имеет значение при анализе их взаимодействия: дислокации одного и того же знака отталкиваются, а дислокации с противоположными знаками притягиваются. Причем в последнем случае может произойти аннигиляция дислокаций. Под воздей-

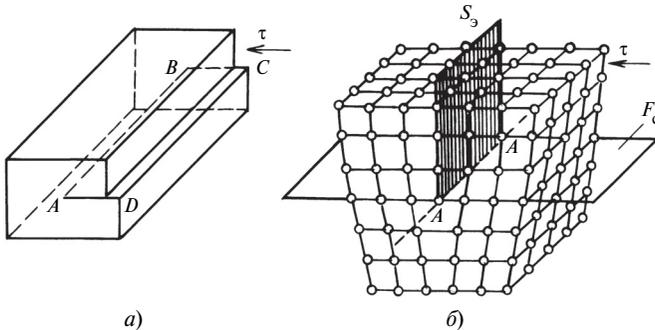


Рис. 2.6. Схемы сдвига (а) и образования краевой дислокации в кристаллической решетке (б)

ствием напряжения τ краевая дислокация AA может перемещаться вдоль плоскости скольжения F_c (справа налево) до тех пор пока не достигнет границы зерна.

Вокруг дислокации возникает поле упругих напряжений, вызванное тем, что выше дислокации (края экстраплоскости) параметры кристаллической решетки несколько сжаты, а ниже — растянуты. Это объясняется уплотнением атомов над дислокацией и более свободным их расположением под дислокацией.

Количество дислокаций характеризуют относительным параметром, называемым *плотностью дислокаций*. Плотность дислокаций ρ представляет собой отношение суммарной длины всех линий дислокаций Σl , см, к объему кристалла V , см³, т.е. $\rho = \Sigma l / V$ см⁻².

Плотность дислокаций может сильно изменяться после разных видов обработки металла, например, в отожженном металле или сплаве $\rho = 10^{-7} \div 10^{-8}$ см⁻², а после пластической деформации $\rho = 10^{-11} \div 10^{-12}$ см⁻². От плотности дислокаций зависят физико-механические свойства металла. Например, при повышении ρ прочность и электрическое сопротивление повышаются, а при уменьшении ρ эти параметры снижаются.

Другим видом дислокаций является *винтовая дислокация*, которая также формируется при сдвиге одной части кристалла относительно другой. На рис. 2.7 представлена схема образования винтовой дислокации. Под действием силы P сдвиг распространяется от переднего края кристалла до линии AB , параллельно действию силы P . При этом правый край кристалла смещается вниз на параметр решетки.

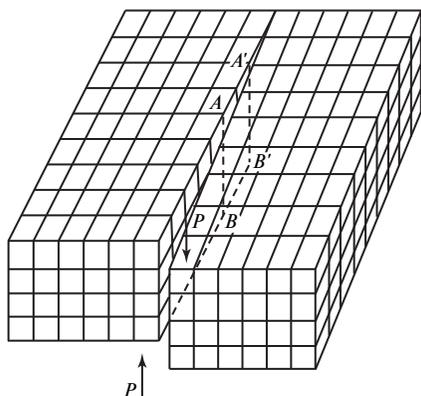


Рис. 2.7. Схема образования винтовой дислокации

При дальнейшем действии силы P линия AB переместится в положение $A'B'$. Вокруг текущего положения линии AB кристаллографические атомные плоскости-поверхности оказываются изогнутыми. Если проследить смещение этих плоскостей от левой части кристалла к правой вокруг линии AB сверху вниз, то окажется, что все они, т.е. атомные слои-плоскости представляют собой винтовую поверхность, закрученную вокруг линии AB . Таким образом, линия AB и является винтовой дислокацией, вокруг которой образуются искажения в кристаллической решетке и формируется поле упругих напряжений. Если винтовая дислокация образована вращением по часовой стрелке, то ее называют *правой*, а если против часовой стрелки — *левой*.

Характеристикой искажения кристаллической решетки, вызванного линейными дислокациями, является *вектор Бюргерса*. Он представляет собой сумму всех упругих смещений решетки вокруг дислокации.

Для определения вектора Бюргерса необходимо сравнить искаженную (с дислокацией) и идеальную кристаллические решетки. Для этого строят контур $ABCD$ вокруг дислокации в искаженной решетке (рис. 2.8). Этот контур содержит по двум вертикалям четыре параметра решетки, а по горизонталям четыре параметра вверху и три параметра внизу по отношению к дислокации. По сравнению с идеальной решеткой, в которой по всем вертикалям и горизонталям контура содержится одинаковое количество параметров (в данном случае по четыре), отрезок AE будет характеризовать сумму всех упругих смещений решетки под воздействием дислокации. В рассматриваемом случае значение длины отрезка AE , равное по модулю

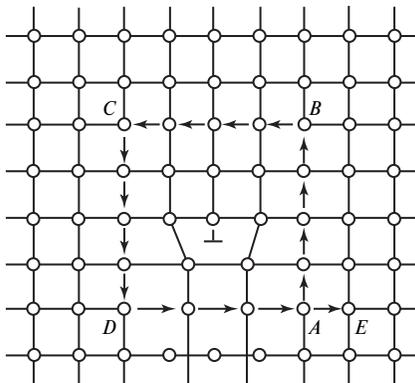


Рис. 2.8. Схема определения вектора Бюргерса

значению параметра решетки, является вектором Бюргерса и обозначается символом b . Если контуром обвести несколько дислокаций, то общий вектор Бюргерса будет равен сумме векторов каждой дислокации. Упругая энергия вокруг дислокации пропорциональна квадрату вектора Бюргерса.

От значения вектора Бюргерса зависит способность дислокаций к перемещению, а следовательно, и сопротивление металла пластической деформации. Чем больше вектор Бюргерса, тем выше сопротивление пластической деформации.

Поверхностные дефекты. Эти дефекты являются двумерными и их размер мал только в одном измерении, т.е. они имеют малую толщину и значительные размеры в двух других измерениях. К поверхностным дефектам относят границы зерен и субзерен, точнее поверхности раздела между ними, а также дефекты упаковки атомов.

В реальном поликристаллическом металле содержится большое количество зерен (мелких кристаллов). В каждом зерне кристаллографические плоскости ориентированы различно. Вместе с тем каждое зерно состоит из отдельных субзерен или блоков. Если средний размер зерна стали составляет примерно 50—100 мкм, то средний размер субзерна составляет 1—10 мкм. На границе зерен имеется пограничный (переходный) слой, в котором нарушена правильность расположения атомов, образуется скопление дислокаций и наблюдается повышенная концентрация примесей. Кристаллографические направления в соседних зернах образуют углы в десятки градусов. Поэтому такие границы между зернами называют *большеуговыми* (рис. 2.9, *а*). В субзернах границами являются стенки дислокаций. Угол разориентации соседних субзерен α не более 5° . В связи с этим границы субзерен называют *малоуговыми* (рис. 2.9, *б*).

Дефект упаковки представляет собой нарушение закономерности расположения плотноупакованных слоев атомов. Такой слой атомов можно представить в виде жестких шаров одинакового радиуса, плотно прилегающих друг к другу и образующих одну атомную плоскость. В этом случае вокруг каждого атома должно располагаться шесть атомов, центры которых образуют вершины правильного шестиугольника (рис. 2.10). Центры атомов первого слоя обозначены через A . Второй слой атомов можно уложить в лунки первого слоя, центры которых обозначены буквами B и C . Однако поместить шары второго слоя в каждую лунку первого слоя невозможно. Если шары поместить в лунки B , то в лунках C шары уже не разместятся. Третий слой шаров можно разместить в лунках второго слоя. Положение соседних лунок второго слоя не идентично по отношению к первому слою. Одни лунки во втором слое находятся над центрами

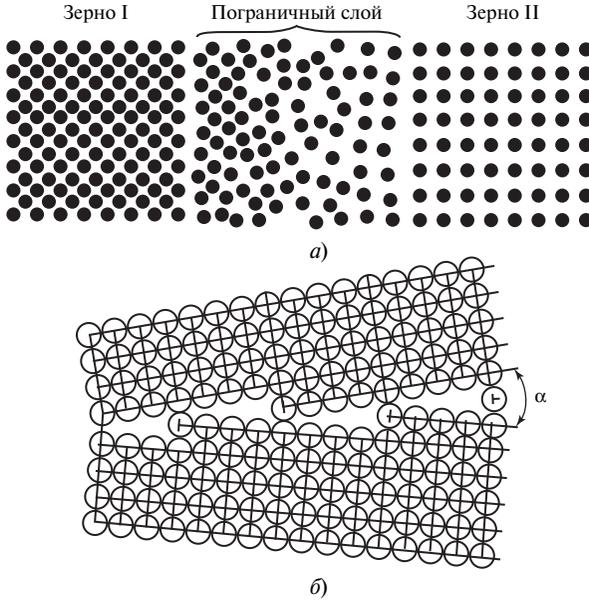


Рис. 2.9. Схемы большеугловых (а) и малоугловых границ (б)

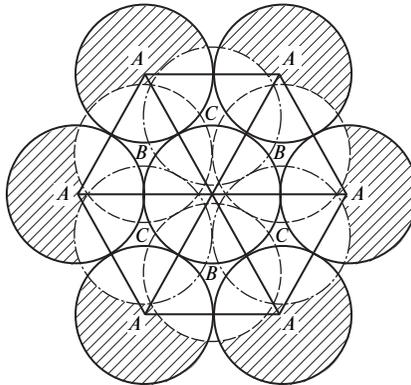


Рис. 2.10. Плотная упаковка шаров на плоскости

атомов A из первого слоя, а другие — над лунками C из этого же слоя. Если рассматривать, например, ГЦК решетку, то в ней плотноупакованные плоскости (111) расположены так, что первый и четвертый слой повторяют друг друга (см. рис. 2.4). Но если будет повторяться каждый третий слой, то это приведет к образованию дефекта упаковки.

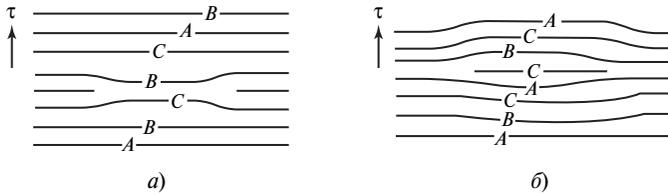


Рис. 2.11. Дефекты упаковок:
 а — типа вычитания; б — типа внедрения

Дефекты упаковки могут возникать за счет сдвига под воздействием напряжения τ в плоскости плотной упаковки, а также путем изъятия или внедрения одной плотноупакованной плоскости. В первом случае дефект упаковки относят к типу вычитания (рис. 2.11, а), а во втором — к типу внедрения (рис. 2.11, б).

При наличии дефекта упаковки образуется избыток энергии, которую относят к единице площади и называют *энергией дефекта упаковки*.

Объемными дефектами являются поры, микротрещины, усадочные раковины и т.п. Эти дефекты возникают при кристаллизации, фазовых превращениях, деформации и других процессах.

2.5. Формирование структуры металла при кристаллизации

Все свойства металлов и сплавов зависят от особенностей их строения, которое формируется на начальном этапе в результате кристаллизации, а затем под воздействием различных видов обработки (термической, химико-термической, термомеханической и т.п.).

Под первичной кристаллизацией понимают переход металла из жидкого состояния в твердое. Кристаллизация термодинамически обусловлена стремлением металла иметь минимальный запас свободной энергии. Свободная энергия F , которая является особой термодинамической функцией, определяется по формуле

$$F = U - TS,$$

где U — полная внутренняя энергия системы; T — абсолютная температура; S — энтропия.

Графики изменения свободной энергии жидкой $F_{\text{ж}}$ и твердой $F_{\text{тв}}$ фаз в зависимости от температуры показаны на рис. 2.12, а.

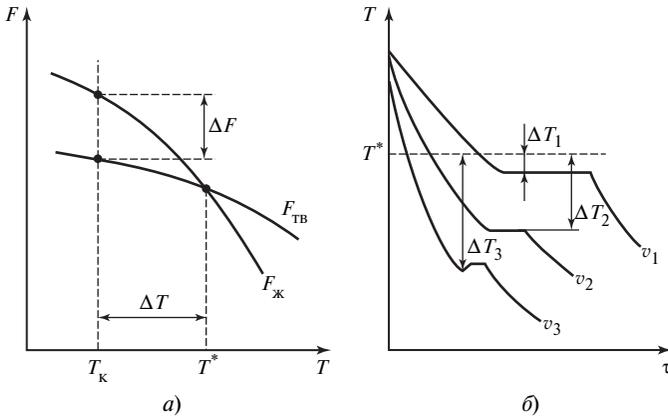


Рис. 2.12. Влияние температуры на уровень свободной энергии жидкой $F_{ж}$ и твердой $F_{ТВ}$ фаз (а) и кривые охлаждения расплавленного металла (б)

Температура T^* соответствует равновесию обеих фаз. Выше температуры T^* более устойчива жидкая фаза, имеющая меньший запас свободной энергии, а ниже этой температуры устойчива твердая фаза. Процесс кристаллизации происходит при условии возникновения разности свободных энергий ΔF за счет меньшей энергии твердой фазы по сравнению с энергией жидкой фазы. Поэтому кристаллизация может происходить только при понижении температуры жидкости ниже равновесной температуры T^* . Разность между равновесной температурой T^* и температурой кристаллизации $T_{к}$ называют *переохлаждением* или *степенью переохлаждения* ΔT :

$$\Delta T = T^* - T_{к}.$$

Таким образом, для кристаллизации жидкого металла необходимо его переохлаждать до температуры $T_{к}$. Получающаяся при этом разность свободных энергий является основной движущей силой кристаллизации: чем ниже $T_{к}$, тем больше ΔF и тем интенсивнее протекает процесс.

На рис. 2.12, б представлены термические кривые температура T — время τ , характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при разных скоростях охлаждения. Степень переохлаждения зависит от скорости охлаждения. При медленном охлаждении со скоростью v_1 степень переохлаждения мала и процесс кристаллизации проте-

кает при температуре, близкой к равновесной. Наличие на кривой охлаждения длинной горизонтальной площадки объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации, покрывающей отток тепла при охлаждении в окружающую среду.

При увеличении скорости охлаждения степень переохлаждения ΔT возрастает и процесс кристаллизации протекает при более низких температурах по сравнению с равновесной температурой T^* . Чем больше скорость охлаждения, тем короче становится горизонтальная площадка на кривой охлаждения. При очень большой скорости охлаждения (v_3) горизонтальная площадка практически исчезает, и по кривой охлаждения можно наблюдать небольшое повышение температуры. Это явление называется *рекалесценцией*.

Рассмотрим некоторые закономерности процесса кристаллизации. Согласно учению Гиббса—Таммана—Чернова при переходе металла из жидкого состояния в твердое происходят одновременно два явления: зарождение устойчивых центров кристаллизации и последующее увеличение их геометрических размеров за счет присоединения новых групп атомов. В начальный период кристаллы, образовавшиеся из центров кристаллизации, растут свободно и имеют достаточно правильную геометрическую форму. Однако при последующем росте кристаллов происходит их соприкосновение и кристаллы приобретают неправильную форму.

Исследования жидкого состояния металла показали, что он не утрачивает своего кристаллического строения, оно лишь претерпевает значительные изменения. Если твердый металл состоит из зерен, в кристаллической решетке которых соблюдается как ближний, так и дальний порядки, то при переходе в жидкое состояние зерна распадаются на мелкие блоки-кластеры, в которых сохраняется лишь ближний порядок.

Согласно теории флуктуаций М. Смолуховского в жидком металле вследствие неоднородности его температурного поля существуют микрообъемы разной температуры. Это предопределяет и размерную неоднородность находящихся в разных объемах кластеров. В микрообъемах повышенной температуры кластеры имеют более мелкие размеры и, наоборот, там, где температура близка к равновесной, размеры кластеров приближаются к исходным, т.е. образовавшимся при плавлении.

Устойчивыми зародышами (центрами) кристаллизации могут быть только крупные кластеры. Это обусловлено тем, что при возникновении твердой фазы из мелких зародышей свободная энергия системы не уменьшается, а возрастает, что связано с образованием

новой поверхности раздела между фазами. При этом энергия, выделяющаяся при кристаллизации очень малого количества металла вокруг малого кластера, не компенсирует затрат энергии на создание новой поверхности раздела. При увеличении размеров кристаллизующихся частиц количество затвердевшей массы (и, следовательно, выделившейся энергии) растет пропорционально кубу линейного размера этой массы (например, среднего радиуса), а поверхность ее раздела с жидкой фазой увеличивается пропорционально квадрату этого размера. Поэтому наступает такой момент, когда поглощаемая и выделяемая энергии становятся равными. При дальнейшем росте кристаллов свободная энергия уменьшается.

Следовательно, для начала самопроизвольной кристаллизации необходимо возникновение в жидкой фазе устойчивых зародышей кристаллизации, имеющих критический размер. При понижении температуры кристаллизации вероятность появления устойчивых зародышей возрастает, а их средний размер увеличивается.

Скорость кристаллизации, выраженная через количество закристаллизовавшейся твердой фазы в единицу времени определяется двумя параметрами: ч.ц. — числом центров кристаллизации, возникающих в единице объема металла за единицу времени, и с.р. — линейной скоростью роста кристаллов, зависящими от степени переохлаждения.

На рис. 2.13 показаны зависимости ч.ц. и с.р. от степени переохлаждения ΔT . При равновесной температуре T^* (при $\Delta T = 0$) кристаллизация отсутствует и оба ее параметра (ч.ц. и с.р.) равны нулю. При увеличении ΔT оба параметра постепенно возрастают, достигают



Рис. 2.13. Зависимости скорости роста кристаллов и числа центров кристаллизации от степени переохлаждения

максимальных значений, а затем снижаются. Наличие максимумов на кривых ч.ц. и с.р. объясняется влиянием двух взаимно противоположных факторов: с одной стороны с увеличением степени переохлаждения жидкая фаза становится менее устойчивой и легче кристаллизуется, а с другой — замедляются диффузионные процессы вследствие уменьшения подвижности атомов. Если степень переохлаждения невелика, то преобладает первый фактор, а при увеличении переохлаждения — второй фактор. Интересно отметить, что максимумы на кривых с.р. и ч.ц. несколько смещены по степени переохлаждения (ΔT_1 соответствует максимуму с.р. и ΔT_2 — максимуму ч.ц.). Это объясняется тем, что замедление диффузионной подвижности атомов более резко влияет на скорость роста кристаллов.

Анализ зависимостей, изображенных на рис. 2.13, позволяет не только прогнозировать размеры образующихся при кристаллизации кристаллов, но и управлять этим процессом. Известно, что от размеров зерен структуры металла зависят его механические свойства и прежде всего прочность. Например, чем меньше размер зерна, тем выше сопротивление металла пластической деформации. Крупнозернистая структура формируется при сравнительно небольшой степени переохлаждения (ΔT_1), при которой скорость роста кристаллов опережает число образующихся центров кристаллизации. Мелкозернистая структура получается при увеличении степени переохлаждения (ΔT_2), когда число центров кристаллизации резко возрастает, а скорость роста кристаллов снижается. Таким образом, при самопроизвольной кристаллизации размер зерна можно уменьшить ускоренным охлаждением и увеличением степени переохлаждения. Однако при очень высоких скоростях охлаждения, измеряемых миллионами градусов в секунду (ΔT_3), ч.ц. и с.р. практически снижаются до нуля, и жидкость затвердевает без кристаллизации. Металлические материалы с такой структурой получили название *аморфных сплавов* или *металлических стекол*. Установлено, что в аморфном состоянии, полученном специальными технологическими приемами, металлу можно придать особые свойства, не присущие кристаллическим металлам (например, высокую магнитную проницаемость, малую коэрцитивную силу, сочетание высокой прочности с хорошей пластичностью и др.).

Изложенный выше процесс кристаллизации является *самопроизвольным* и происходит в высокочистой жидкой фазе при сравнительно больших степенях переохлаждения.

Однако источниками образования зародышей кристаллов могут быть различные твердые частицы, присутствующие в жидкой фазе (например, неметаллические включения, оксиды и др.). Эти частицы

могут быть центрами кристаллизации, если они имеют такую же кристаллическую решетку, как и основная решетка металла. Такое образование зародышей называется *гетерогенным*.

Для измельчения зерна в жидкий металл перед заливкой его в формы вводят специальные примеси — *модификаторы*. Модификаторы, не изменяя химического состава металла, повышают прочностные свойства. Например, при модифицировании магниевых сплавов размер зерна уменьшается на порядок (от 0,2—0,3 до 0,01—0,03 мм).

Существуют модификаторы I и II рода. Модификаторы I рода, являющиеся поверхностно активными веществами, адсорбируясь на поверхности возникающих зародышей кристаллизации, препятствуют их росту, т.е. снижают с.р., что приводит к увеличению числа центров кристаллизации ч.ц. и, как следствие, к измельчению зерна. К модификаторам I рода относятся Ti, V, Zr при производстве алюминиевых сплавов, а также Al, V, Ti при производстве сталей. К модификаторам II рода относятся растворимые в жидком металле вещества, избирательно адсорбирующиеся на кристаллических зародышах. Они снижают межфазовое поверхностное натяжение и затрудняют рост кристаллов. Примерами модификаторов II рода являются Li, Na, K при производстве алюминиевых сплавов, а также редкоземельные металлы (РЗМ) — при производстве сталей.

Таким образом, модифицирование приводит к искусственному увеличению в расплаве центров кристаллизации, что обеспечивает мелкозернистость сплава и, как следствие, повышение его прочности и вязкости.

Форма кристаллических образований и строение металлического слитка. На процесс кристаллизации оказывает влияние не только степень переохлаждения, но и такие факторы, как скорость и направление отвода тепла, наличие конвекционных потоков жидкости и др. Естественно, что в направлении отвода тепла скорость роста кристаллов более высока, чем в других направлениях. Исходя из этого образуется древовидный кристалл или, так называемый, *дендрит*. Схему строения дендритного кристалла впервые изобразил Д.К. Чернов (рис. 2.14, а).

Начало формирования дендрита происходит с зарождения и последующего роста вдоль направления отвода тепла (ось первого порядка). Вдоль этой оси формируется ствол дендрита, от которого образуются ветви (вдоль осей второго и последующего порядков). При увеличении скорости охлаждения при кристаллизации размеры дендрита и расстояния между его ветвями уменьшаются. При медленном охлаждении дендрит может достичь больших размеров.

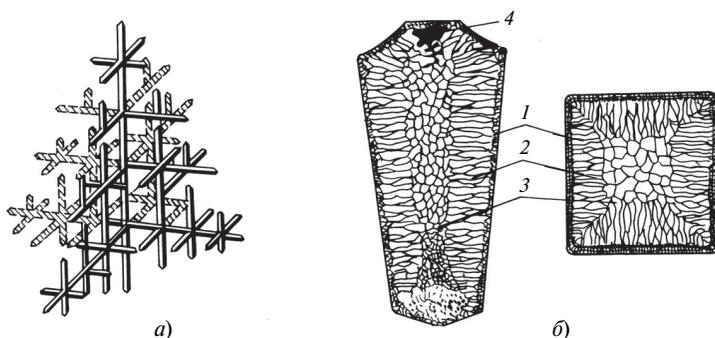


Рис. 2.14. Схемы строения древовидного кристалла (а) и металлического слитка (б)

Образующийся в процессе кристаллизации *металлический слиток* имеет поликристаллическое строение, т.е. состоит из большого числа кристаллов, различающихся формой, размерами и ориентацией в пространстве.

Кристаллизация слитка начинается от стенок металлической изложницы, в которую при определенной температуре заливают жидкий металл. У стенок изложницы жидкий металл охлаждается быстрее, чем в глубине и поэтому в этой зоне имеет место сравнительно высокая степень переохлаждения. В результате охлаждения в этой зоне создаются условия для зарождения большого числа центров кристаллизации. Более того, многочисленные микронеровности внутренней поверхности самих стенок являются также центрами кристаллизации. Таким образом, в слитке образуется тонкая поверхностная зона 1, состоящая из мелких равноосных кристаллов (рис. 2.14, б). Вслед за зоной 1 образуется зона 2, состоящая из удлиненных дендритных кристаллов (столбчатых кристаллов). Эта зона характеризуется меньшей скоростью охлаждения и четко выраженным направлением отвода тепла перпендикулярно стенкам изложницы, поэтому кристаллы имеют вытянутую форму.

В центральной части слитка формируется зона 3, в которой образуются равноосные кристаллы. Это объясняется тем, что в этой зоне исчезает какое-нибудь предпочтительное направление отвода тепла и создаются условия для возникновения и роста зародышей с одинаковой скоростью во всех трех пространственных направлениях. Однако при большой скорости охлаждения и небольших размерах слитка зона 3 может не сформироваться и тогда произойдет сращивание

встречных столбчатых кристаллов. Это явление называют *транс-кристаллизацией*.

Качество металлического слитка определяется многими факторами. В жидком металле могут находиться растворенные в нем легкоплавкие неметаллические примеси, примеси других элементов, газы (кислород, водород, азот и др.), а также нерастворимые твердые тугоплавкие примеси различных размеров и составов. От характера распределения этих примесей зависят свойства образующегося металлического слитка. Если жидкий сплав состоит из нескольких компонентов, то дендриты вдоль осей первого порядка и непосредственно прилежащих к ним частей осей других порядков обогащены тугоплавкими компонентами, а в других частях и межосных пространствах присутствуют легкоплавкие компоненты. В связи с этим при незавершенных диффузионных процессах, выравнивающих состав сплава, в зернах-дендритах может возникнуть неоднородность химического состава, которую называют *дендритной ликвацией*. Этот дефект ухудшает прочностные и пластические свойства закристаллизовавшегося металла. При охлаждении и кристаллизации жидкой фазы уменьшается растворимость находящихся в ней газов, которые при большой скорости роста кристаллов могут образовывать в твердой фазе *газовую пористость*. Оставшиеся в дендритах в растворенном состоянии газы по мере охлаждения слитка и снижения их растворимости образуют дисперсные частицы оксидов, нитридов и других соединений, которые отрицательно сказываются на сопротивлении металла циклическим нагрузкам.

Кроме перечисленных дефектов в металлическом слитке могут формироваться и другие дефекты, например *усадочная раковина*. Образование усадочной раковины вызвано тем, что при охлаждении объем, занимаемый жидким металлом, уменьшается. Затвердевший металл по сравнению с жидким имеет меньший объем. В связи с этим происходит постепенное снижение уровня жидкой фазы и формирование в верхней части слитка усадочной раковины (рис. 2.14, б, поз. 4). Верхнюю часть слитка с усадочной раковиной называют *прибылью*, которую затем отрезают и при обработке давлением используют только «здоровую» часть слитка без прибыли.

При обработке металлического слитка давлением (ковкой, штамповкой, прокаткой и другими способами) столбчатые и равноосные кристаллы вытягиваются вдоль направления усилий. Крупные неметаллические включения расплющиваются и разрушаются. Стенки газовых включений соединяются и свариваются, что приводит к устранению газовой пористости. Однако по границам вытянутых зерен

может наблюдаться скопление легкоплавких неметаллических включений. Это приводит к снижению прочности металла при растяжении и изгибе в поперечном направлении и при срезе и сжатии в продольном направлении.

Все вышеперечисленные особенности структуры металлического слитка учитываются при выборе металла и технологий его обработки для получения необходимых свойств в соответствии с условиями эксплуатации деталей и изделий.

2.6. Методы исследования строения металлов и сплавов

Одна из важных задач металловедения заключается в установлении фундаментальных связей между составом, строением и свойствами металлов и сплавов. Для решения этой задачи необходимо тщательное изучение структуры металлов и сплавов на макро- и микроуровнях. Существующие методы исследования структуры металлов можно подразделить на две основные группы: металлографические и фрактографические.

Металлографические методы исследования позволяют выполнить структурный анализ металлов и сплавов.

Макроструктурный анализ состоит в изучении структуры металлов и сплавов невооруженным глазом или с помощью луп, увеличивающих изображение до 50 раз. Этот анализ проводят после шлифования и химического травления поверхности металла реактивами. При этом в поле зрения попадает относительно большая поверхность изучаемого металла. Макроструктурный анализ позволяет установить форму и расположение крупных зерен в литом металле, выявить трещины, усадочные пустоты, зональную ликвацию (неоднородность химического состава в объеме слитка).

Микроструктурный анализ состоит в изучении структуры металла и сплавов с помощью световых микроскопов, увеличивающих исследуемый объект в 50—2000 раз. Для микроструктурного анализа необходимо изготовить небольшой образец (микрошлиф), имеющий обычно форму цилиндра или призмы. Плоскую поверхность микрошлифа готовят более тщательно, чем при макроструктурном анализе. После шлифовки и полировки поверхность подвергают химическому травлению специальными реактивами. Например, для травления углеродистых сталей и чугунов применяют спиртовой 2—4 %-ный раствор азотной или пикриновой кислоты. В результате действия реактива происходит растворение металлических зерен и их пограничных слоев, которые растворяются более интенсивно. Это

приводит к тому, что отражение вертикально падающих лучей света от поверхности зерен и их границ происходит под разными углами. Поэтому границы зерен выявляются в виде темных линий. Кроме того, имеются различия в скоростях растворения отдельных фаз и структурных составляющих.

После травления микрошлиф промывают в проточной воде, высушивают и устанавливают на предметном столике металлографического микроскопа. Перемещая столик микрометрическими винтами, можно детально изучить различные малые участки поверхности металла. Чем больше увеличение микроскопа, тем выше локальность анализа.

Микроструктурный анализ позволяет установить размеры кристаллических зерен, относительное количество структурных составляющих, размеры и расположение неметаллических включений, наличие микродефектов в виде пор и трещин, дендритную ликвацию в зерне, ориентировочно химический состав, изменения в строении сплава под воздействием различных видов обработки.

Однако, теоретическая разрешающая способность оптического микроскопа равна длине волны света, т.е. 0,6 мкм. Поэтому для изучения более тонкой структуры применяют методы *электронной микроскопии*, в которых используется взаимодействие потока электронов с твердым телом.

Метод просвечивающейся электронной микроскопии основан на упругом рассеянии электронов в поле электрического потенциала атомов. Один из простых способов изучения микроструктуры этим методом предусматривает подготовку тонких пленок-реплик путем конденсации паров углерода на поверхности металла в вакууме. Реплика с высокой точностью воспроизводит микрошлиф изучаемой поверхности. Разрешающая способность просвечивающего электронного микроскопа составляет примерно 1 нм.

Метод растровой электронной микроскопии основан на сканировании тонким электронным пучком изучаемой поверхности металла. При этом электроны испытывают неупругие столкновения с электронами образца и упругие столкновения с ядрами. Электроны, испускаемые металлом под воздействием электронного пучка, регистрируются специальными датчиками. Разрешающая способность растрового электронного микроскопа ниже, чем просвечивающего и составляет приблизительно 7—10 нм. Но вместе с тем растровая электронная микроскопия позволяет получить более четкое изображение микрошлифа изломов металлов и сплавов.

Следует отметить, что для изучения изломов разрушенных материалов применяют *фрактографические методы исследования*. При фрактографических исследованиях поверхность излома не полируется и не шлифуется (как при металлографических исследованиях), благодаря чему имеется возможность изучить излом в естественном виде с сохранением разрушенных элементов микроструктуры. По характеру излома можно получить ценную информацию о поведении металла под воздействием критических нагрузок и выявить причину его разрушения.

Макрофрактография заключается в изучении поверхности изломов на макроуровне невооруженным глазом или с небольшим увеличением, как при макроструктурном анализе. На этом уровне можно качественно установить характер и вид разрушения материала (вязкий, хрупкий, смешанный).

Микрофрактография заключается в изучении поверхности излома с помощью электронного микроскопа. Как уже отмечалось выше, высокая глубина резкости позволяет детально исследовать топографию поверхности разрушения, включая микрополости.

Для изучения кристаллических решеток и их дефектов, исследования действующих в них микронапряжений используют *рентгеноструктурный метод*, основанный на рассеянии рентгеновских лучей электронами твердого тела. Метод позволяет выявлять тонкие структурные изменения в металле при обработке различными способами, оценивать концентрацию дефектов упаковки, плотность дислокаций, проводить фазовый анализ сплавов.

Помимо перечисленных методов изучения и анализа структуры существуют методы, основанные на изменении теплофизических, электрических и магнитных свойств металлов и сплавов. Например, в металлах и сплавах могут происходить обратимые и необратимые изменения линейных размеров и объема. Если изменения необратимы, то это свидетельствует о фазовых превращениях в материале. На этом принципе основан *дилатометрический метод*, который дает возможность выявить критические точки в металлах и сплавах, характеризующие фазовые превращения.

В основе *электрических методов* лежит изменение электрического сопротивления, которое реагирует на состав сплавов, фазовые превращения, дефекты микроструктуры.

Магнитный метод основан на изменении магнитных свойств металлов и сплавов. Магнитный анализ позволяет изучить процессы при переходе из парамагнитного состояния в ферромагнитное и наоборот. Этот метод применяют при исследовании влияния легиру-

ющих элементов, термической, термомеханической и других видов обработки на структуру материалов.

Контрольные вопросы

1. Что такое металл?
2. Какие свойства металлов Вам известны?
3. Что такое свободная энергия системы и энергия активации?
4. В чем состоит сущность кристаллического строения металлов?
5. Какие типы кристаллических решеток Вам известны?
6. Что такое параметр и координационное число кристаллической решетки?
7. Почему металлы обладают высокими электро- и теплопроводностью?
8. Как обозначаются кристаллографические направления и плоскости?
9. Что такое анизотропия в кристаллах?
10. Что такое полиморфизм или аллотропия металлов?
11. Какие виды дефектов кристаллического строения металлов Вы знаете?
12. Каким параметром характеризуются искажения кристаллической решетки, вызванные линейными дислокациями?
13. Что такое самопроизвольная кристаллизация металлов?
14. Как зависят скорость роста кристаллов и число центров кристаллизации от степени переохлаждения сплава?
15. При каких условиях формируются крупнозернистая и мелкозернистая структуры сплавов?
16. Что такое модификаторы и модифицирование?
17. Изобразите структурную схему металлического слитка. Какие дефекты образуются в металлическом слитке?
18. Какие методы исследования строения металлов и сплавов Вам известны?

3.1. Понятие о металлических сплавах

Сплавами являются сложные вещества, получаемые сплавлением или спеканием нескольких простых веществ, называемых компонентами. При сплавлении компоненты доводят до плавления, а при спекании их порошки смешивают и подвергают давлению при высокой температуре. Компонентами в металлических сплавах могут быть не только металлы, но и неметаллические элементы (углерод, кремний, азот и др.). Сплав считается металлическим, если его основу (свыше 50 % массы) составляют металлические компоненты и он обладает металлическими свойствами.

Чистые металлы применяются в технике реже, чем сплавы. Только некоторые металлы, например медь и алюминий используют для изготовления проводников тока, вольфрам — для изготовления нитей накаливания в электролампах, германий и кремний — для изготовления полупроводников. По сравнению с чистыми металлами сплавы обладают более высоким уровнем механических, технологических, эксплуатационных и других свойств, что предопределило их широкое применение в качестве основных конструкционных материалов.

Большинство металлов в жидком состоянии растворяются один в другом в любых соотношениях. Благодаря расплавлению компоненты распределяются в сплаве равномерно с образованием однородного жидкого раствора. Только некоторые металлы не растворяются друг в друге в жидком состоянии или растворяются, но ограниченно, образуя ограниченные жидкие растворы. Металлы, которые не растворимы в жидком состоянии, сильно различаются размерами атомов и температурами плавления, например медь и свинец, железо и свинец.

В зависимости от числа компонентов различают двойные, тройные и более сложные сплавы. Ниже будут рассмотрены строение и свойства двойных или двухкомпонентных сплавов, что позволит получить представление о сплавах, состоящих из большего числа компонентов. Это объясняется тем, что основу большинства многокомпонентных сплавов составляет какой-нибудь двойной сплав. Например, основу легированных многокомпонентных сталей составляет двойной сплав железа с углеродом.

3.2. ВИДЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

В сплавах в зависимости от природы сплавляемых компонентов и характера их физико-химического взаимодействия могут быть образованы различные по строению и свойствам продукты. Характер взаимодействия компонентов при сплавлении зависит от их положения в Периодической таблице элементов Д.И. Менделеева, особенностей строения электронных оболочек их атомов, типов и параметров их кристаллических решеток, соотношения их температур плавления и других факторов. В зависимости от преобладания тех или иных факторов компоненты при сплавлении могут образовать смеси зерен (с пренебрежимо ничтожной взаимной растворимостью), растворы (с неограниченной или ограниченной растворимостью друг в друге), химические соединения.

Особенность *смесей* заключается в том, что они состоят из зерен обоих компонентов, сохраняющих присущие им типы кристаллических решеток и физико-механические свойства.

Твердые растворы образуются при растворении компонентов друг в друге. Образующийся при этом твердый раствор состоит из зерен, кристаллическая решетка которых построена из атомов обоих компонентов. Различают твердые растворы замещения и твердые растворы внедрения. Если атомы растворимого компонента замещают в узлах кристаллической решетки атомы компонента-растворителя, то образующийся раствор называют *твердым раствором замещения* (рис. 3.1, а). Такие растворы образуют компоненты с одинаковым типом кристаллических решеток при небольшом различии их параметров.

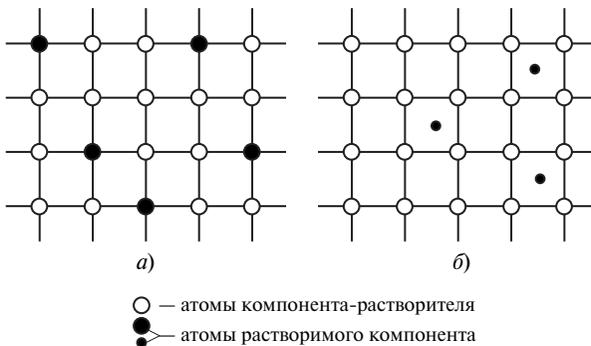


Рис. 3.1. Твердые растворы замещения (а) и внедрения (б)

Если радиус атома растворимого элемента значительно меньше радиуса атома растворителя, то образуется *твердый раствор внедрения* (рис. 3.1, б). При образовании твердого раствора внедрения энергозатраты оказываются меньшими, так как атомы растворимого компонента не вытесняют атомы растворителя из узлов кристаллической решетки, а располагаются в междоузлии ячейки решетки.

Твердые растворы замещения могут быть ограниченными и неограниченными, а твердые растворы внедрения могут быть только ограниченными. При неограниченной растворимости атомы сплавляемых компонентов способны размещаться в узлах кристаллической решетки при любом количественном соотношении. Это возможно при условии, если компоненты имеют одинаковый тип кристаллических решеток и их атомные радиусы различаются не более чем на 8 %. Неограниченную растворимость имеют, например, сплавы меди с золотом, германия с кремнием и др.

При ограниченной растворимости, когда способность компонентов растворяться друг в друге исчерпывается, образуются или смеси зерен ограниченных твердых растворов обоих компонентов друг в друге или смеси зерен ограниченного раствора и химического соединения компонентов.

В твердых растворах замещения основной связью между атомами является металлическая. В твердых растворах внедрения наряду с металлической может возникать и ковалентная связь. Твердые растворы внедрения образуются при сплавлении переходных металлов с неметаллами, имеющими малый радиус атома. Примером твердого раствора внедрения является твердый раствор углерода в железе. В зависимости от модификации железа растворимость углерода разная. Так, максимальная растворимость углерода в гамма-железе с ГЦК решеткой составляет 2,14 % (по массе), а в альфа-железе с ОЦК решеткой — 0,02 %.

При растворении углерода в ОЦК решетке альфа-железа каждый атом углерода отдает два валентных электрона на образование металлической связи, а два других — на образование ковалентных направленных трехцентровых (Fe-C-Fe)-связей с двумя ближайшими атомами железа. Ковалентная связь на порядок сильнее металлической, что отражается на увеличении прочностных свойств сплава.

В твердых растворах внедрения искажение кристаллической решетки больше, чем в твердых растворах замещения. Более того, в твердых растворах внедрения при увеличении концентрации растворенного элемента существенно возрастают твердость и прочность, но снижаются пластичность и электропроводность.

Химические соединения, образующиеся по закону нормальной валентности при сплавлении двух компонентов, имеют строго определенный состав. Этим соединениям свойственна специфическая кристаллическая решетка, отличающаяся от решеток обоих компонентов. Ячейки решеток химических соединений имеют сложное строение, а связь между атомами в них сильнее и жестче металлической. Свойства химических соединений резко отличаются от свойств образующих их компонентов.

Соединения металла с неметаллами (нитриды, карбиды и т.п.) относятся к обычным химическим соединениям, хотя они частично могут обладать металлической связью. Многие химические соединения, образующиеся в металлических сплавах, не подчиняются закону валентности и не имеют постоянного состава. Соединения одних металлов с другими называют *интерметаллическими* или *интерметаллидами*. В таких соединениях например, Fe_2Mo , Ni_3Ti , Ni_3Al и др., доминирует металлическая связь и они не подчиняются закону валентности.

В химических соединениях сохраняется простое кратное соотношение компонентов. Если компоненты обозначить буквами A и B , то состав химического соединения выражают простой формулой $A_m B_n$, где m и n — простые числа.

Химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими значительные различия в кристаллических решетках и в электронном строении атомов. Если образующиеся в сплавах химические соединения оказываются стойкими веществами, не диссоциирующими при нагреве вплоть до температуры плавления, то их рассматривают как самостоятельные компоненты, способные образовывать сплавы с другими компонентами данного сплава. Примером химического соединения, имеющего важное практическое значение в железоуглеродистых сплавах является карбид железа Fe_3C , о котором будет подробно сказано в следующих главах.

3.3. Понятия о диаграммах состояния сплавов и их построение

3.3.1. Понятия о диаграммах состояния сплавов и фаз

Диаграмма состояния сплава представляет собой графическое изображение в координатах состав сплава—температура, на котором отражены продукты, образовавшиеся в результате взаимодействия компонентов. Диаграмма состояния является диаграммой равновесия

и отображает устойчивые состояния, обладающие минимальным запасом свободной энергии. Если внешним фактором является температура, то давление принимается постоянным и равным атмосферному. На диаграмме состояния содержание каждого компонента выражают в процентах или долях (атомных или массовых). На диаграмме состав двойного сплава задается содержанием одного из компонентов. Продуктами (фазами), образующимися в результате взаимодействия компонентов сплава, являются вещества, имеющие в зависимости от температуры и состава определенное агрегатное состояние, характерные строение и свойства. *Фазой* считается макроскопически однородная часть системы, взаимодействующая с другими частями и отделенная от них границами раздела. На диаграмме состояния присутствуют жидкая и твердая фазы. Жидкая фаза представляет собой раствор расплавленных компонентов, твердая фаза — зерна, имеющие определенную форму, размер, состав, строение и свойства. Твердой фазой могут быть твердые растворы, химические соединения, а также зерна чистых компонентов, не образующие с другими компонентами ни твердых растворов, ни химических соединений.

Любая точка на диаграмме характеризует состояние сплава данной концентрации при данной температуре. Диаграмма разделена линиями на области фазовых состояний. Отдельные области могут состоять только из одной фазы, а некоторые из двух, имеющих разные составы и строение.

Диаграмма состояния дает возможность проанализировать характер взаимодействия компонентов в жидком и твердом состояниях. В ней содержится информация, необходимая для создания и обработки сплавов различного назначения.

Правило фаз (правило Гиббса) устанавливает зависимость между степенями свободы системы и количеством фаз компонентов. Эта зависимость имеет следующий вид:

$$C = K - \Phi + n,$$

где C — число степеней свободы; K — число компонентов; Φ — число фаз; n — число внешних факторов.

Число степеней свободы обусловлено числом независимых внешних и внутренних факторов (температурой, давлением, концентрацией элементов), которое можно изменять без изменения числа фаз в системе. Независимыми внешними факторами могут быть температура и давление. Если считать переменным фактором только темпе-

ратуру, а давление принять неизменным, то уравнение правила фаз примет следующий вид

$$C = K - \Phi + 1.$$

При $C = 0$ система называется *инвариантной*, в которой нельзя изменять внешние и внутренние факторы без изменения числа фаз. При $C = 1$ (*моновариантная* система) возможно изменение одного из факторов без изменения числа фаз.

3.3.2. Построение диаграмм состояния

Диаграмма состояния строится в координатах состав сплава — температура. Осью абсцисс является шкала составов сплавов или шкала концентраций. На этой шкале откладывают концентрацию одного из компонентов. Компоненты обозначают буквами А и В. Обычно откладывают концентрацию компонента В от 0 до 100 %. Концентрация компонента А не обозначается, но подразумевается, что она изменяется в противоположном направлении от 100 до 0 %. (рис. 3.2).

Диаграмму состояния можно построить расчетным и экспериментальными методами. Расчетный метод базируется на уравнении свободной энергии $F = U - TS$ (см. § 2.5). Состояние каждого сплава определяется запасом свободной энергии F для заданной температуры. При построении диаграммы на ее поле должны быть нанесены линии, соединяющие температурные точки каждого сплава системы, соответствующие всем его равновесным переходам из одного фазо-

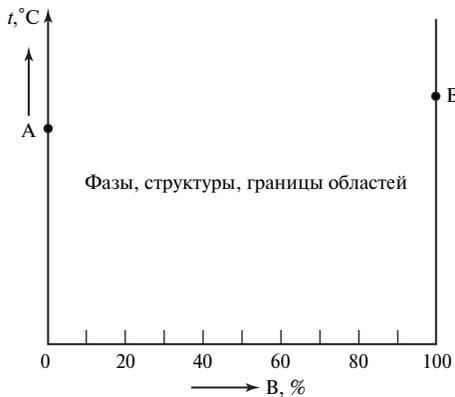


Рис. 3.2. Схема осей координат будущей диаграммы состояния сплавов

вого состояния в другое. Как известно, такой переход может происходить в фазовое состояние с меньшим запасом свободной энергии F .

При расчетном методе температурные точки, соответствующие фазовым превращениям (критические точки), могут быть найдены путем совместного решения относительно T уравнений свободной энергии F . Приравнявая уравнения, можно определить температуру, соответствующую равенству свободных энергий двух фаз исследуемых компонентов или сплава.

Однако более точные результаты при построении диаграмм состояния дает экспериментальный метод. Согласно этому методу строят кривые охлаждения компонентов или сплавов в координатах температура—время и по температурным остановам или перегибам на этих кривых находят соответствующие критические точки при фазовых превращениях.

На диаграмму состояния наносят все критические точки обоих компонентов сплава. Затем эти точки соединяют плавными линиями и получают все необходимые области диаграммы состояния сплавов компонентов А и В. Чем большее количество сплавов из компонентов А и В берется для построения кривых охлаждения, тем точнее получается диаграмма состояния, особенно в тех областях, где можно ожидать резкого изменения хода кривых охлаждения.

На диаграмме состояния основными являются линии ликвидус (лат. liquidus — жидкий) и солидус (лат. solidus — твердый). Выше линии ликвидус чистые компоненты и сплавы находятся в жидком состоянии, а ниже линии солидус — в твердом состоянии. При аллотропических (полиморфных) превращениях, происходящих в кристаллической решетке хотя бы одного из компонентов, на диаграмме состояния ниже линии солидус должны появиться точки и линии, соответствующие местным фазовым переходам в области небольших изменений концентраций и температур.

Ниже будут рассмотрены четыре основных типа (рода) диаграмм состояния двойных сплавов

3.4. Основные типы диаграмм состояния двойных сплавов

Диаграмма состояния I типа свойственна сплавам, компоненты которых полностью взаимно растворимы в жидком состоянии, практически нерастворимы в твердом состоянии, не образуют химических соединений и не имеют аллотропических превращений.

На рис. 3.3, а представлена диаграмма состояния I типа. Линия диаграммы ACB является линией ликвидус, а линия DCE — линией

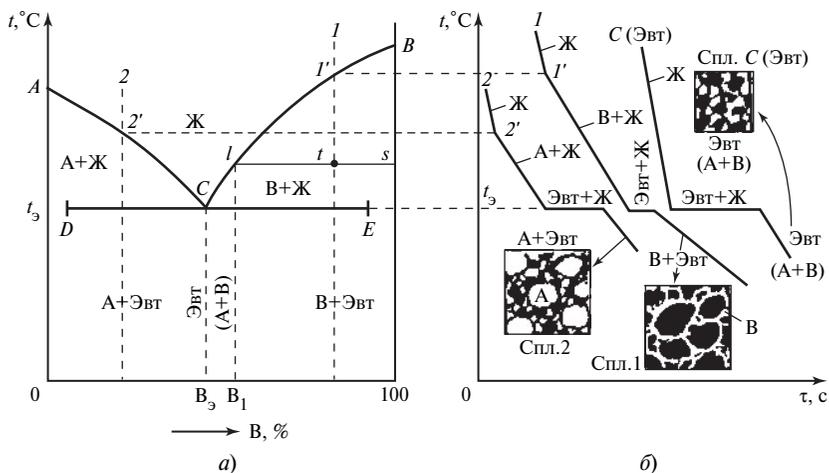


Рис. 3.3. Диаграмма состояния I типа (а) и кривые охлаждения с образующимися структурами (б)

солидус. При термодинамическом взаимном воздействии компонентов А и В снижается температура перехода сплавов в жидкое состояние. В точке C диаграммы эта температура минимальна. Сплав двух компонентов, который плавится при минимальной температуре, называется *эвтектическим* или *эвтектикой* (греч. *éutēktos* — легко плавящийся). Состав этого сплава соответствует точке B_3 на оси абсцисс диаграммы. Особенность эвтектического сплава заключается в том, что оба его компонента при строго определенном их содержании способны кристаллизоваться одновременно при постоянной температуре t_3 , которая называется *эвтектической*. Эвтектика является равномерной смесью одновременно закристаллизовавшихся мелких зерен двух компонентов.

Переход сплавов из жидкого состояния в твердое при кристаллизации происходит в интервале температур между линиями ликвидуса ACB и солидуса DCE . При снижении температуры из каждого сплава в твердую фазу переходит вначале тот компонент, содержание которого превышает эвтектическую концентрацию. В связи с этим у доэвтектических сплавов двухфазная область диаграммы ACD содержит избыточный компонент А и жидкую фазу Ж, а у заэвтектического сплава область BCE содержит твердую фазу В и жидкую фазу Ж. В обоих случаях жидкая фаза Ж является жидким раствором двух компонентов. Чем меньше сплав отличается по составу от эвтек-

тического, тем ниже его точка ликвидуса и тем больше в нем затвердевшей эвтектики.

При температурах ниже линии солидуса DCE фазовый состав всех сплавов состоит из зерен компонентов A и B . Однако мелкие зерна компонентов A и B представляют собой эвтектику, а крупные зерна избыточных фаз — компоненты A или B . Структура закристаллизовавшихся доэвтектических сплавов состоит из $A + \text{Эвт}(A + B)$, а заэвтектических — из $B + \text{Эвт}(A + B)$.

На рис. 3.3, *б* показаны кривые охлаждения для доэвтектического сплава 2, заэвтектического сплава 1 и эвтектического сплава, а также схемы соответствующих им структур.

Для определения состава твердой и жидкой фаз, а так же их количественного соотношения используют *правило отрезков*, которое состоит из двух положений.

Первое положение позволяет определить концентрацию компонентов в фазах. Для этого через заданную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область диаграммы; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз.

Второе положение позволяет определить количественное соотношение фаз. Для этого на той же горизонтальной линии выделяют отрезки между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз. Эти отрезки будут обратно пропорциональны количествам фаз.

Воспользуемся правилом отрезков на примере заэвтектического сплава 1 (см. рис. 3.3, *а*). Допустим необходимо определить составы и количественное соотношение фаз в точке t . Для этого через точку t проводим горизонтальную линию до пересечения с линиями диаграммы в точках l и s . При данной температуре состав жидкой фазы всех заэвтектических сплавов, включая сплав 1, будет одинаковым и равным B_1 . Состав твердой фазы будет соответствовать 100 % компонента B . Таким образом при кристаллизации сплавов состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса от исходного до эвтектического. Для сплава 1 при данной температуре масса твердой фазы определяется длиной отрезка lt , а жидкой — ts . Если массу всего сплава Q выразить через ls , то относительные доли твердой Q_B и жидкой $Q_{\text{ж}}$ фаз можно выразить следующим образом:

$$Q_B/Q = lt/ls; \quad Q_{\text{ж}}/Q = ts/ls.$$

Отношение $Q_{\text{ж}}$ к Q_B будет равно: $Q_{\text{ж}}/Q_B = ts/lt$.

Для рассматриваемого случая количество твердой фазы, будет равно $B = (ts/ls)100\%$, а количество жидкой фазы — $Ж = (lt/ls)100\%$.

Для эвтектической температуры количество каждой структурной составляющей также можно определить по правилу отрезков.

Диаграмму состояния I типа образуют, например, сплавы Pb—Sb, Sn—Zn.

Диаграмма состояния II типа относится к сплавам, компоненты неограниченно растворимы как в жидком, так и в твердом состояниях, не образуют химических соединений и не имеют аллотропических превращений.

На рис. 3.4, а представлена диаграмма II типа. На диаграмме можно выделить три фазовые области.

Первая фазовая область находится выше линии ликвидуса ACB и соответствует жидкой фазе Ж. Ниже линии ликвидуса до линии солидуса ADB расположена двухфазная область $\alpha + Ж$, причем фаза α представляет собой твердый раствор замещения компонентов А и В. Зерна твердой фазы α имеют единую кристаллическую решетку. Ниже линии солидуса ADB находится однофазная область α .

В двухфазной области составы жидкой и твердой фаз и их количественное соотношение так же можно определить по правилу отрезков. Например, для сплава 1 (см. рис. 3.4, а) в зависимости от температуры (изотермы 1, 2, 3, 4) составы жидкой и твердой фаз изменяются соот-

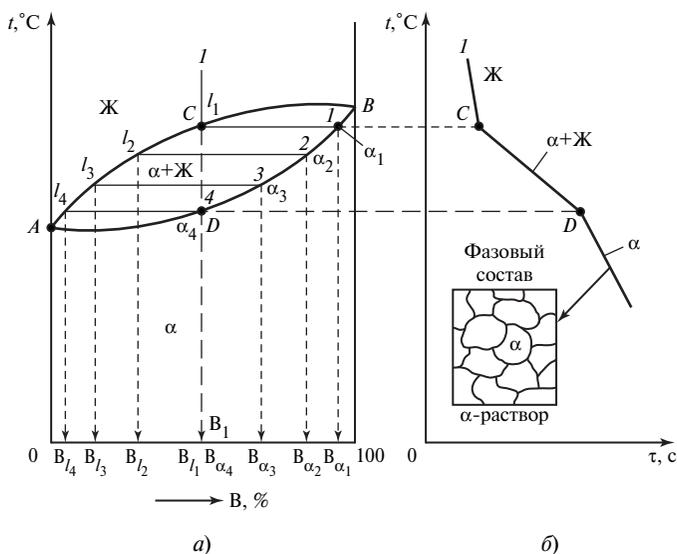


Рис. 3.4. Диаграмма состояния II типа (а), кривая охлаждения сплавов и схема их фазового состава (б)

ветственно по линиям ликвидуса и солидуса. Составы жидкой фазы от точки l_1 до точки l_4 изменяются от $Vl_1 = V_1, Vl_2, Vl_3$ до Vl_4 , а составы твердой фазы α изменяются от $V\alpha_1, V\alpha_2, V\alpha_3$ до $V\alpha_4 = V_1$.

Количество фаз для каждой температуры (изотермы) определяется соответствующими отрезками изотерм. Длина отрезков, расположенных слева от вертикали l , пропорциональна количеству твердой фазы α . Длина отрезков, расположенных справа от вертикали l , пропорциональна количеству жидкой фазы \mathcal{J} .

При малой скорости охлаждения сплава к концу кристаллизации сплава l (изотерма 4) состав окончательно сформировавшейся фазы α_4 должен соответствовать составу сплава V_1 (т.е. сплава l). Это обусловлено непрерывно происходящей диффузией между обеими фазами.

При ускоренном охлаждении сплава в процессе кристаллизации диффузионные процессы не успевают завершиться. Это приводит к тому, что центральная часть каждого зерна оказывается обогащенной более тугоплавким компонентом (в данном случае В), а периферийная — легкоплавким компонентом А. При этом зерна твердого раствора приобретают различный химический состав. Явление, состоящее в изменении химического состава называется *дендритной (внутрикристаллитной) ликвацией*. Дендритная ликвация отрицательно сказывается на прочности и других свойствах сплава. Предотвратить возникновение дендритной ликвации можно путем медленного охлаждения сплава, обеспечивающего его равновесную кристаллизацию. Если же дендритная ликвация проявилась, то устранить ее можно длительным диффузионным отжигом, выравнивающим химический состав зерен за счет более полно происходящих диффузионных процессов.

Диаграмму состояния II типа образуют, например, сплавы Cu—Al, Cu—Ni, Ag—Au.

Диаграмма состояния III типа характерна для сплавов, компоненты которых неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно растворимы в твердом состоянии, не образуют химических соединений и не имеют аллотропических превращений.

На рис. 3.5 представлена диаграмма III типа для случая, когда за пределами растворимости компонентов образуются механические смеси твердых растворов на основе каждого из них.

На диаграмме можно выделить: жидкую фазу \mathcal{J} , находящуюся выше линии ликвидуса ADB ; две области $\alpha + \mathcal{J}$ и $\beta + \mathcal{J}$, находящиеся между линиями ликвидуса ADB и солидуса $ACDEB$; две области

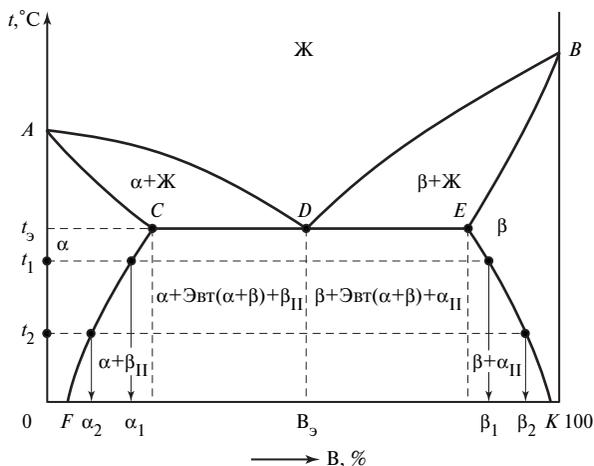


Рис. 3.5. Диаграмма состояния III типа

ограниченных твердых растворов α и β , лежащие ниже линий AC и BE ; двухфазную область, расположенную ниже линии CE .

Фаза α представляет собой твердый раствор компонента В в А, а β — твердый раствор — компонента А в В. Линии диаграммы CF и EK характеризуют изменение растворимости в зависимости от температуры соответственно компонента В в фазе α и компонента А в фазе β .

Если опустить перпендикуляры на ось абсцисс из точек, расположенных на линиях CF и EK , то можно определить составы фаз для заданных температур. Например, при температурах t_1 и t_2 составы фаз α и β будут соответственно: α_1, α_2 и β_1, β_2 .

На линии диаграммы CE при наименьшей температуре t_3 кристаллизуется эвтектика $\text{Эвт}(\alpha + \beta)$, представляющая собой равномерную смесь мелкозернистых фаз α и β . Ниже линии CD находится область доэвтектических сплавов, состоящих из первичных зерен фазы α , распределенных в эвтектике $\text{Эвт}(\alpha + \beta)$, и зерен вторичной фазы β_{II} , выделившейся из твердой фазы α при снижении температуры. Ниже линии DE находится область заэвтектических сплавов, состоящих из первичных зерен фазы β , распределенных в эвтектике $\text{Эвт}(\alpha + \beta)$, и зерен вторичной фазы α_{II} , выделившейся из твердой фазы β . Двухфазные области $\alpha + \beta_{II}$ (ниже линии CF) и $\beta + \alpha_{II}$ (ниже линии EK) образуются вследствие ограничения растворимости компонентов в

зависимости от температуры. При этом выделяющиеся из фаз избыточные компоненты А и В образуют на основе своих решеток зерна вторичных фаз β_{II} и α_{II} , растворяя в себе атомы другого компонента. Следует отметить, что начавшийся от температуры t_3 процесс выделения вторичных фаз из ранее образовавшихся фаз продолжается до полного охлаждения сплава. Это означает, что не только из фаз α и β выделяются вторичные фазы β_{II} и α_{II} , но и из последних в свою очередь также выделяются соответственно новые вторичные фазы α_{II} и β_{II} , и так до полного прекращения процесса охлаждения.

Диаграмму состояния III типа образует, например, сплав Pb—Sn.

Диаграмма состояния IV типа характерна для сплавов, в которых компоненты могут образовать химическое соединение. Такие химические соединения могут быть устойчивыми и неустойчивыми. Устойчивые химические соединения не разлагаются при нагревании вплоть до температуры плавления, а неустойчивые — разлагаются.

Рассмотрим образование устойчивого химического соединения A_mB_n , которое может быть самостоятельным компонентом, способным образовать сплавы с каждым из двух компонентов А и В.

На рис. 3.6 представлена диаграмма состояния IV типа. Эта диаграмма состоит из двух диаграмм I типа. На одной диаграмме компонентами являются А и A_mB_n , а на другой — A_mB_n и В. На этих двух соединенных вместе диаграммах отмечены две эвтектики. Одна

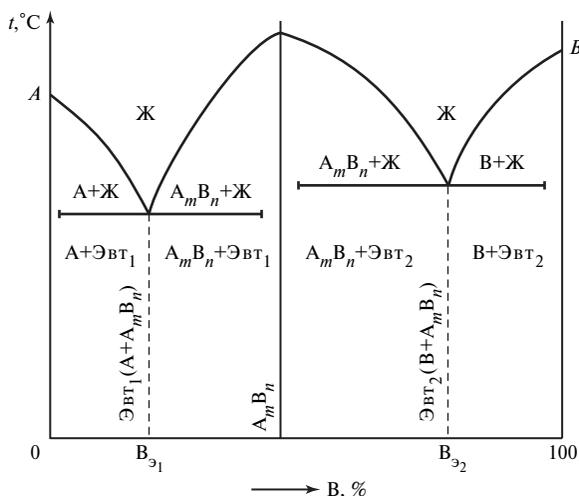


Рис. 3.6. Диаграмма состояния IV типа

эвтектика Эвт_1 на первой диаграмме представляет смесь $A + A_mB_n$, а другая Эвт_2 на второй диаграмме — смесь $B + A_mB_n$.

Анализ формирования структуры сплавов по диаграмме IV типа такой же, как и для диаграммы состояния I типа.

Некоторые особенности диаграммы IV типа будут рассмотрены ниже при изучении отдельных областей диаграммы железо—цементит, для которой химическое соединение Fe_3C является самостоятельным компонентом.

3.5. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

Впервые закономерную связь между диаграммами состояния и свойствами сплавов установил Н.С. Курнаков. Им было показано, что структурно-фазовый состав сплавов и их физико-механические свойства зависят прежде всего от того в какое взаимодействие вступают сплавляемые компоненты.

Для наглядного представления о характере изменения физико-механических свойств сплавов изобразим на одном рисунке основные типы диаграмм состояния в координатах температура—состав и свойства—состав (рис. 3.7).

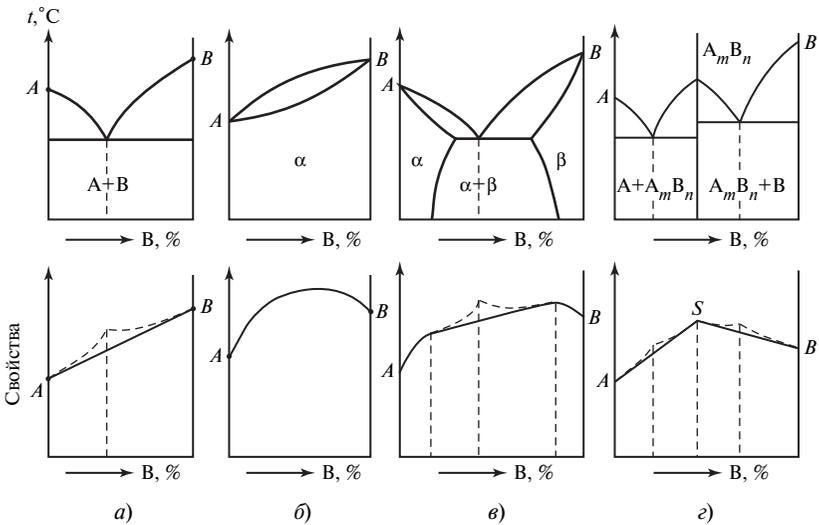


Рис. 3.7. Характер изменения электрического сопротивления и твердости сплавов в зависимости от типа диаграммы состояния

В качестве физико-механических свойств можно выбрать электрическое сопротивление (физическое свойство) и твердость (механическое свойство). Следует отметить, что характер изменения этих свойств аналогичен.

Для сплавов, затвердевающих по диаграмме состояния I типа, указанные свойства изменяются практически линейно (рис. 3.7, а). Однако, чем больше в сплаве содержится эвтектики с измельченной структурой, тем явнее происходит отклонение от линейной зависимости. В этом случае рассматриваемые свойства сплавов могут быть несколько выше.

Для сплавов, затвердевающих по диаграмме состояния II типа, свойства изменяются по криволинейной зависимости с резко выраженным максимумом (рис. 3.7, б). Это объясняется тем, что в твердых растворах атомы растворимого компонента образуют, как правило, более прочную металлическую связь с атомами компонента-растворителя, что приводит к повышению твердости и прочности сплава. Эти атомы вносят в кристаллическую решетку растворителя геометрические и энергетические искажения, и даже небольшие добавки второго компонента к основному резко изменяют свойства. В результате общий характер изменения свойств является криволинейным с наличием максимума.

Однако следует отметить, что такие физико-механические свойства как твердость, прочность и электрическое сопротивление изменяются по кривой с максимумом, а пластичность, вязкость, электропроводность — по кривой с минимумом. Концентрация компонентов, соответствующая максимуму или минимуму свойств, является критической, после которой функции компонентов изменяются на противоположные.

В сплавах, затвердевающих по диаграмме состояния III типа (рис. 3.7, в), свойства однофазных областей изменяются криволинейно, а в областях механических смесей — примерно линейно. Также наибольшее отклонение от линейной зависимости наблюдается в районе эвтектики.

В сплавах с химическим соединением (рис. 3.7, г) свойства резко изменяются по линейной зависимости. Но и здесь, в области эвтектики также наблюдается отклонение от линейной зависимости. На диаграмме IV типа точку перелома S при концентрации, соответствующей химическому соединению, называют *сингулярной (особой) точкой*.

Закономерности, установленные Н.С. Курнаковым, имеют большое научно-практическое значение. Эти закономерности были поло-

жены им в основу физико-химического метода анализа сплавов, который широко применяется в научных исследованиях при разработке новых сплавов, изучении структурных превращений и др.

Исследования Н.С. Курнакова были дополнены установлением связей многих технологических свойств с типом диаграммы состояния. Так сплавы, затвердевающие по диаграмме состояния I типа с эвтектической концентрацией, имеют низкую температуру плавления и обладают хорошей жидкотекучестью, а следовательно, и высокими литейными свойствами. Однофазные сплавы (чистые металлы или твердые растворы) хорошо обрабатываются давлением. Однако наличие в структуре сплава вторичной фазы, расположенной по границам зерен, ухудшает обрабатываемость давлением и может привести к образованию трещин.

Большое значение имеют диаграммы состояния при выборе режимов термической обработки для получения требуемых свойств сплава. Способность изменения свойств сплава в зависимости от режимов термической обработки является важнейшим технологическим свойством, которое можно эффективно использовать на практике.

Контрольные вопросы

1. Дайте понятия твердых растворов, механических смесей и химических соединений.
2. Чем отличаются твердые растворы замещения от твердых растворов внедрения?
3. Что такое фаза? Изложите правило фаз Гиббса.
4. Как строится диаграмма состояния сплавов и в каких координатах она изображается?
5. Изобразите схему диаграммы состояния сплавов I типа.
6. Какой сплав называется эвтектическим и в чем его особенность?
7. Постройте диаграмму охлаждения для эвтектического сплава.
8. Что можно определить с помощью правила отрезков и в чем оно заключается?
9. Изобразите схему диаграммы состояния сплавов II типа.
10. Что такое дендритная ликвация?
11. Изобразите схему диаграммы состояния сплавов III типа.
12. Изобразите схему диаграммы состояния сплавов IV типа.
13. Какая существует связь между свойствами сплавов и типом диаграмм их состояния? Кто впервые установил эту связь?

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И МЕТОДЫ ИХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

4.1. Общие понятия о нагрузках, напряжениях и деформациях

На элементы конструкций и машин действуют внешние нагрузки. Нагрузки могут быть поверхностными (например, давление воды или пара на стенку трубы) и объемными (например, силы тяжести, инерции, магнитного притяжения). Для упрощения расчетов распределенную нагрузку можно заменить равнодействующей сосредоточенной нагрузкой.

В зависимости от изменения во времени нагрузки подразделяются на *статические* и *динамические*. Статические нагрузки, а следовательно, и статическое нагружение, характеризуются малой скоростью изменения своей величины. Динамические нагрузки изменяются во времени с большими скоростями, например при ударном нагружении.

В зависимости от характера действия, нагрузки P подразделяют на *растягивающие* (рис. 4.1, а), *сжимающие* (рис. 4.1, б), *изгибающие* (рис. 4.1, в), *скручивающие* (рис. 4.1, г), *срезывающие* (рис. 4.1, д). Изменение нагрузки может иметь периодически повторяющийся во времени τ характер, вследствие чего их называют *повторно-переменными* или *циклическими* (рис. 4.2). В разнообразных условиях эксплуатации конструкций и машин воздействие перечисленных нагрузок может проявляться в различных их сочетаниях.

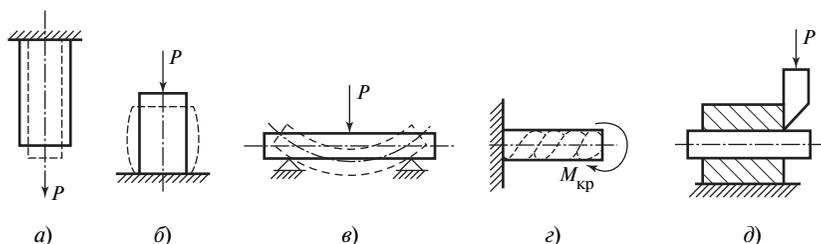


Рис. 4.1. Основные виды нагружения:

a — растяжением; *б* — сжатием; *в* — изгибом; *г* — кручением; *д* — срезом

Под воздействием внешних нагрузок, а также структурно-фазовых превращений в материале конструкции возникают внутренние силы, которые могут быть выражены через внешние нагрузки. Внутренние силы, приходящиеся на единицу площади поперечного сечения тела, называют *напряжениями*. Введение понятия «напряжение» позволяет проводить расчеты на прочность конструкций и их элементов.

В простейшем случае при осевом растяжении цилиндрического стержня (рис. 4.3, *а*) напряжение σ в поперечном сечении легко определить как отношение растягивающей силы P к площади поперечного сечения F_0 , т.е. $\sigma = P/F_0$.

В общем случае, когда сила P не перпендикулярна плоскости рассматриваемого сечения F_1 , полное напряжение σ_1 , можно разложить на две составляющие: нормальное напряжение σ_n , направленное пер-

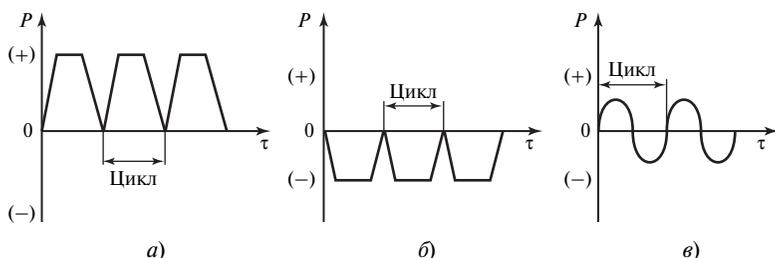


Рис. 4.2. Схемы циклического нагружения:

а — растяжением; *б* — сжатием; *в* — знакопеременным нагружением

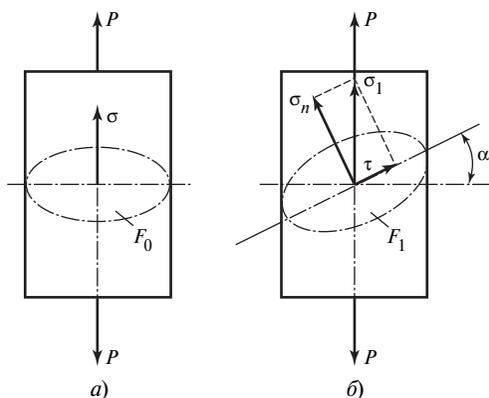


Рис. 4.3. Схемы нормальных и касательных напряжений

пендикулярно данной плоскости, и касательное τ , направленное вдоль этой плоскости (рис. 4.3, б). На рис. 4.3, б наклонная плоскость F_1 расположена под углом α к плоскости поперечного сечения стержня. Площадь наклонного сечения равна $F_1 = F_0/\cos \alpha$. В плоскости этого сечения действует общее напряжение $\sigma_1 = P/F_1 = \sigma \cos \alpha$. Разлагая это напряжение по правилу параллелограмма на составляющие, получаем, что нормальное напряжение $\sigma_n = \sigma \cos^2 \alpha$, а касательное напряжение $\tau = \sigma \cos \alpha \sin \alpha = 0,5\sigma \sin 2\alpha$. Отсюда следует, что максимальное нормальное напряжение возникает при $\alpha = 0^\circ$ и равно σ (см. рис. 4.3, а), а максимальное касательное напряжение возникает при $\alpha = 45^\circ$ и равно $\sigma/2$.

После снятия внешней нагрузки в теле могут оставаться *остаточные напряжения*. Причиной возникновения остаточных напряжений могут быть резкие перепады температуры и структурно-фазовые превращения, происходящие в процессе технологической обработки материалов.

Существует следующая классификация остаточных напряжений:

- остаточные напряжения первого рода — напряжения, возникающие между крупными частями тела (макроскопические напряжения);
- остаточные напряжения второго рода — напряжения, возникающие между смежными зёрнами или внутри зёрен (микроскопические напряжения);
- остаточные напряжения третьего рода — напряжения, возникающие внутри объема, охватывающего несколько ячеек кристаллической решетки (субмикроскопические напряжения).

Действие внешних сил приводит к *деформации* тела, т.е. к изменению его размеров и формы. Если на поверхности тела вблизи рассматриваемой точки A начертить прямоугольник со сторонами l и h (рис. 4.4, а), то после деформации этот прямоугольник может изме-

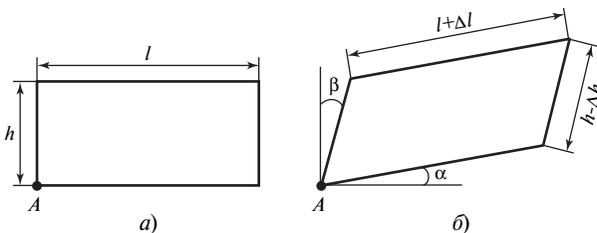


Рис. 4.4. Схемы линейной и угловой деформации:

а — исходное состояние; б — состояние после деформации

нить свои размеры и форму (рис. 4.4, б). Стороны прямоугольника могут увеличиться на Δl , уменьшиться на Δh или повернуться на угол $\gamma = \alpha + \beta$ по отношению к первоначальному прямому углу между сторонами. Деформация, характеризующая изменение линейных размеров, называется *линейной*, а деформация, характеризующая изменение углов, — *угловой* или *деформацией сдвига*. Линейная или угловая деформация, исчезающая после разгрузки, называется *упругой*, а остающаяся в теле — *пластической* (остаточной).

В процессе упругой деформации атомы в кристаллической решетке незначительно смещаются друг относительно друга. Чем больше изменяются расстояния между атомами, тем больше становятся силы межатомного взаимодействия. При снятии внешней нагрузки под воздействием этих сил атомы возвращаются в исходное положение, искажения решетки исчезают, а тело принимает первоначальную форму и размеры.

В процессе пластической деформации атомы в кристаллической решетке смещаются на большие расстояния, чем при упругой деформации, причем это смещение становится необратимым. После снятия нагрузки в результате пластической деформации размеры и форма тела изменяются.

Упругопластическая деформация при достижении достаточно высоких напряжений может завершиться *разрушением* тела. Процесс разрушения состоит из нескольких стадий: зарождение микротрещин, образование макротрещин, распространение макротрещин по сечению тела.

В общем случае различают *вязкое* и *хрупкое* разрушения. Вязкое, разрушение происходит срезом под действием касательных напряжений и сопровождается значительной пластической деформацией. Для вязкого разрушения характерен волокнистый (матовый) излом детали или образца. Хрупкое разрушение происходит под действием нормальных растягивающих напряжений, вызывающих отрыв одной части тела от другой без заметных следов макропластической деформации. Для хрупкого разрушения характерен кристаллический (блестящий) излом.

4.2. Механические свойства металлов и классификация методов механических испытаний

Механическими свойствами металлов называют свойства, которые выявляются испытаниями при воздействии внешних нагрузок. В результате таких испытаний определяют количественные характеристики механических свойств. Эти характеристики необходимы для

выбора металлов и режимов их технологической обработки, расчетов на прочность деталей и конструкций, контроля и диагностики их прочностного состояния в процессе эксплуатации.

Контроль механических свойств начинается еще при производстве металла на металлургических заводах. Когда металл или прокат поступает к потребителю, например на машиностроительные заводы, его отбирают в зависимости от уровня характеристик механических свойств для изготовления изделий с учетом условий их эксплуатации. При изготовлении изделий металл подвергается технологической обработке (механической, термической и т.п.), под воздействием которой происходят изменения в структуре и механических свойствах. Поэтому необходим контроль механических свойств металла на различных стадиях изготовления изделий.

В процессе эксплуатации изделий под влиянием различных факторов (температуры, давления, агрессивной среды и т.п.) изменяются структура и механические свойства, что с течением времени приводит к ухудшению свойств и даже разрушению металла. Это вызывает необходимость периодического контроля механических свойств металла для выявления опасных зон в деталях и конструкциях и для предотвращения аварий. Более того, во многих отраслях промышленности, например в теплоэнергетике и нефтегазохимии, насчитывается большое число агрегатов, находившихся длительное время в эксплуатации и выработавших свой расчетный срок службы. Поэтому требуется уточненная оценка их остаточного ресурса, которая невозможна без определения и учета фактических механических свойств материалов, из которых изготовлены эти агрегаты.

При проведении механических испытаний стремятся воспроизвести такие условия воздействия на материал, которые имеют место при эксплуатации изделия, изготовленного из этого материала. Многообразие условий службы материалов обуславливает проведение большого числа механических испытаний. Основными признаками, позволяющими классифицировать виды механических испытаний, являются:

- способ нагружения (растяжение, сжатие, изгиб, кручение, срез, циклическое нагружение и др.);
- скорость нагружения (статическая, динамическая);
- протяженность процесса испытания во времени (кратковременная, длительная).

Существуют и другие признаки классификации, которые характеризуются сложностью напряженно-деформированного состояния, режимами нагружения, типами образцов, агрессивностью среды.

В результате механических испытаний материалов определяют следующие характеристики: упругость, пластичность, прочность, твердость, вязкость, усталость, трещиностойкость, хладостойкость, жаропрочность.

4.3. Механические свойства, определяемые при статическом нагружении

4.3.1. Испытания на растяжение

Испытания на растяжение позволяют получить достаточно полную информацию о механических свойствах материала. Для этого применяют специальные образцы, имеющие в поперечном сечении форму круга (цилиндрические образцы) или прямоугольника (плоские образцы). На рис. 4.5 показана схема цилиндрического образца на разных стадиях растяжения. Согласно ГОСТ 1497—84, образцы на растяжение должны иметь следующие геометрические параметры: $l_0 = 2,82 \sqrt{F_0}$; $l_0 = 5,65 \sqrt{F_0}$; $l_0 = 11,3 \sqrt{F_0}$, где l_0 — начальная расчетная длина образца; F_0 — начальная площадь поперечного сечения расчетной части образца. Для цилиндрических образцов отношение расчетной начальной длины l_0 к начальному диаметру d_0 , т.е.

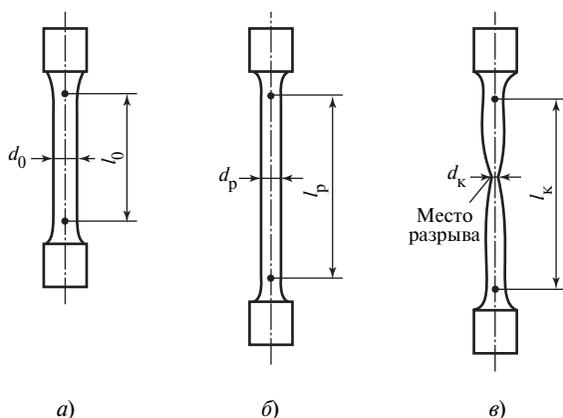


Рис. 4.5. Схемы цилиндрического образца на разных стадиях растяжения:

а — образец до испытания (l_0 и d_0 — начальные расчетные длина и диаметр); *б* — образец, растянутый при максимальной нагрузке (l_p и d_p — расчетные длина и диаметр образца в области равномерной деформации); *в* — образец после разрыва (l_k — конечная расчетная длина; d_k — минимальный диаметр в месте разрыва)

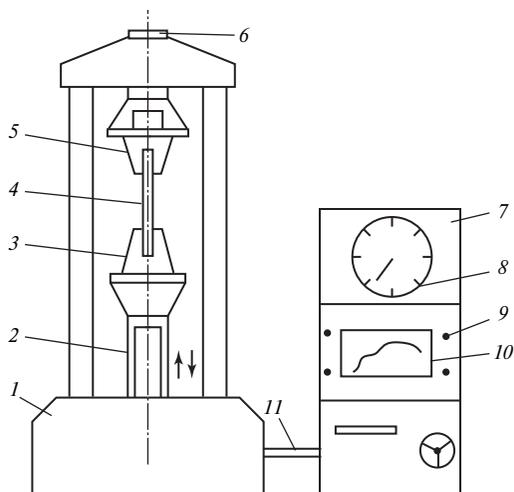


Рис. 4.6. Схема испытательной машины:

1 — остов машины; 2 — винт грузовой; 3 — нижний захват (активный); 4 — образец; 5 — верхний захват (пассивный); 6 — силоизмерительный датчик; 7 — пульт управления с электроприводной аппаратурой; 8 — индикатор нагрузок; 9 — рукоятка управления; 10 — диаграммный механизм; 11 — кабель

l_0/d_0 называют *кратностью образца*, от которой зависит его конечное относительное удлинение. На практике применяют образцы с кратностью 2,5, 5 и 10. Самым распространенным является образец с кратностью 5.

Перед испытанием образец закрепляют вертикально в захватах испытательной машины. На рис. 4.6 представлена принципиальная схема типичной испытательной машины, основными элементами которой являются: приводной нагружающий механизм, обеспечивающий плавное нагружение образца вплоть до его разрыва; силоизмерительное устройство для измерения силы сопротивления образца растяжению; механизм для автоматической записи диаграммы растяжения.

В процессе испытания диаграммный механизм непрерывно регистрирует первичную (машинную) диаграмму растяжения в координатах нагрузка P — абсолютное удлинение образца Δl (рис. 4.7). На диаграмме растяжения пластичных металлических материалов можно выделить три характерных участка: участок OA — прямолинейный, соответствующий упругой деформации; участок AB — криволинейный, соответствующий упругопластической деформации при возрас-

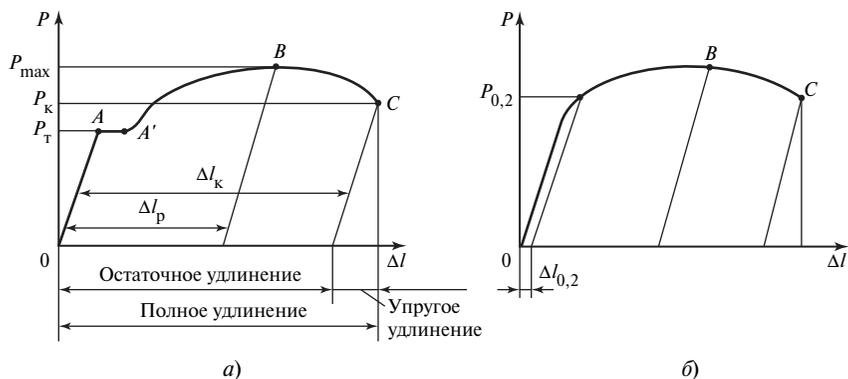


Рис. 4.7. Схемы машинных (первичных) диаграмм растяжения пластичных материалов:

а — с площадкой текучести; *б* — без площадки текучести

тании нагрузки; участок *BC* — криволинейный, соответствующий упругопластической деформации при снижении нагрузки. В точке *C* происходит окончательное разрушение образца с разделением его на две части.

В области упругой деформации (участок *OA*) зависимость между нагрузкой *P* и абсолютным упругим удлинением образца Δl пропорциональна и известна под названием закона Гука:

$$P = k\Delta l,$$

где $k = EF_0/l_0$ — коэффициент, зависящий от геометрических размеров образца (площади поперечного сечения F_0 и длины l_0) и свойств материала (параметр E).

Параметр E , МПа, называют *модулем нормальной упругости*, характеризующим жесткость материала, которая связана с силами межатомного взаимодействия. Чем больше значение E , тем материал жестче и тем меньшую упругую деформацию вызывает одна и та же нагрузка. Закон Гука чаще представляют в следующем виде:

$$\sigma = E\delta,$$

где $\sigma = P/F_0$ — нормальное напряжение; $\delta = \Delta l/l_0$ — относительная упругая деформация.

Модуль сдвига (модуль касательной упругости) G связывает пропорциональной зависимостью касательное напряжение τ с углом сдвига (относительным сдвигом) γ :

$$\tau = G\gamma.$$

Еще одним важным параметром упругих свойств материалов является коэффициент Пуассона μ , равный отношению относительной поперечной деформации ($\Delta d/d_0$) к относительной продольной деформации ($\Delta l/l_0$). Этот коэффициент характеризует стремление материала сохранять в процессе упругой деформации свой первоначальный объем.

От коэффициента Пуассона μ зависит соотношение между E и G :

$$E/G = 2(1 + \mu). \quad (4.1)$$

Как следует из (4.1), E больше G , так как для смещения атомов отрывом требуется большее усилие, чем сдвигом.

Значения модуля нормальной упругости E , модуля сдвига G и коэффициента Пуассона μ для некоторых материалов приведены в табл. 4.1.

При переходе от упругой деформации к упругопластической для некоторых металлических материалов на машинной диаграмме растяжения может проявляться небольшой горизонтальный участок, который называют *площадкой текучести* AA' (см. рис. 4.7, *a*). На этой стадии деформации в действие включаются новые источники дислокаций, происходит их спонтанное увеличение и лавинообразное распространение по плоскостям скольжения. Макроскопическим проявлением этих процессов является образование на рабочей поверхности образца узких полос скольжения, получивших название линий Чернова — Людерса. Эти линии располагаются под углом 45°

Таблица 4.1

Значения модуля нормальной упругости E , модуля сдвига G и коэффициента Пуассона μ для некоторых материалов

Материал	E , МПа	G , МПа	μ
Сталь 20	210 000	82 031	0,28
Медь листовая	113 000	42 164	0,34
Латунь	97 000	34 155	0,42
Цинк	82 000	32 283	0,27
Алюминий	68 000	25 564	0,33
Свинец	17 000	5862	0,45

к продольной оси образца по направлению действия максимальных касательных напряжений и отчетливо видны на его полированной поверхности. Однако многие металлы и сплавы деформируются при растяжении без площадки текучести.

При увеличении упругопластической деформации усилие, с которым сопротивляется образец, растет и достигает в точке B своего максимального значения. Для пластичных материалов в этот момент времени в наиболее слабом сечении образца образуется локальное сужение (шейка), где при дальнейшем деформировании происходит разрыв образца. На участке OAB деформация распределена равномерно по всей длине образца, а на участке BC практически вся деформация сосредоточена в зоне шейки.

При растяжении определяют следующие показатели прочности и пластичности материалов.

Показатели прочности материалов характеризуются удельной величиной — напряжением, равным отношению нагрузки в характерных точках диаграммы растяжения к площади поперечного сечения образца. Дадим определение наиболее часто используемым показателям прочности материалов.

Предел текучести (физический) (σ_T , МПа) — это наименьшее напряжение, при котором материал деформируется (течет) без заметного изменения нагрузки:

$$\sigma_T = P_T / F_0,$$

где P_T — нагрузка, соответствующая площадке текучести на диаграмме растяжения (см. рис. 4.7, *а*).

Если на машинной диаграмме растяжения нет площадки текучести (см. рис. 4.7, *б*), то задаются допуском на остаточную деформацию образца и определяют условный предел текучести.

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$, МПа) — это напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,2 % от начальной расчетной длины образца*:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F_0,$$

где $P_{0,2}$ — нагрузка, соответствующая остаточному удлинению $\Delta l_{0,2} = 0,002l_0$.

* При наличии в нормативных документах или технических условиях на металлопродукцию особых указаний разрешается определение условного предела текучести и при других допусках на величину остаточного удлинения, например 0,1 или 0,3 %.

Временное сопротивление (предел прочности) (σ_B , МПа) — это напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке P_{\max} , предшествующей разрыву образца:

$$\sigma_B = P_{\max} / F_0.$$

Истинное сопротивление разрыву (S_K , МПа) — это напряжение, определяемое отношением нагрузки P_K в момент разрыва к площади поперечного сечения образца в месте разрыва F_K :

$$S_K = P_K / F_K,$$

где $F_K = \pi d_K^2 / 4$.

Показатели пластичности. Пластичность — одно из важных механических свойств металла, которое в сочетании с высокой прочностью делает его основным конструкционным материалом. Дадим определение наиболее часто используемым показателям пластичности материалов.

Относительное предельное равномерное удлинение (δ_p , %) — это наибольшее удлинение, до которого образец деформируется равномерно по всей его расчетной длине, или, другими словами, это отношение абсолютного приращения расчетной длины образца Δl_p до нагрузки P_{\max} к ее первоначальной длине l_0 (см. рис. 4.7, а):

$$\delta_p = (\Delta l_p / l_0) 100 = [(l_p - l_0) / l_0] 100.$$

Относительное предельное равномерное сужение (ψ_p , %):

$$\psi_p = (\Delta F_p / F_0) 100 = [(F_0 - F_p) / F_0] 100,$$

где $F_p = \pi d_p^2 / 4$ — площадь поперечного сечения образца, соответствующая P_{\max} . Из условия постоянства объема образца при растяжении можно получить

$$\psi_p = \delta_p / (1 + \delta_p).$$

При разрушении образца на две части определяют конечные показатели пластичности: относительные удлинение и сужение образца после разрыва.

Относительное удлинение после разрыва (δ , %) — это отношение приращения расчетной длины образца после разрыва Δl_k к ее первоначальной длине:

$$\delta = (\Delta l_k / l_0) 100 = [(l_k - l_0) / l_0] 100.$$

Относительное удлинение после разрыва зависит от соотношения l_0 и d_0 , т.е. от кратности образцов. Чем меньше отношение l_0/d_0 (кратность образца), тем больше δ . Это объясняется влиянием шейки образца, где имеет место сосредоточенное удлинение. Поэтому индекс δ указывает на кратность образца, например δ_5, δ_{10} .*

Относительное сужение после разрыва (ψ , %) — это отношение уменьшения площади поперечного сечения образца в месте разрыва ΔF_k к начальной площади поперечного сечения:

$$\psi = (\Delta F_k / F_0) 100 = [(F_0 - F_k) / F_0] 100.$$

В отличие от конечного относительного удлинения конечное относительное сужение не зависит от соотношения l_0 и d_0 (кратности образца), так как в последнем случае деформацию оценивают в одном, наиболее узком, сечении образца.

Диаграммы условных и истинных напряжений и деформаций. Протяженность первичных диаграмм растяжения вдоль осей координат P и Δl зависит от абсолютных размеров образцов. При постоянной кратности образца чем больше его длина и площадь поперечного сечения, тем выше и протяженнее первичная диаграмма растяжения. Однако если эту диаграмму представить в относительных координатах, то диаграммы для образцов одной кратности, но разных размеров будут одинаковы. Так, если по оси ординат откладывать условные напряжения σ , равные отношению нагрузки P к начальной площади поперечного сечения F_0 , а по оси абсцисс — условные удлинения δ , равные отношению абсолютного приращения длины образца Δl к его начальной длине l_0 , то диаграмму называют *диаграммой условных напряжений и деформаций* (или *просто условной диаграммой*). На рис. 4.8, а схематически представлена условная диаграмма σ — δ . На этой диаграмме отмечены условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление σ_b , конечное условное напряжение σ_k , условное предельное равномерное удлинение δ_p и условное относительное удлинение после разрыва δ_k .

* Если значение δ приведены без указания кратности образцов, то в этом случае имеется в виду кратность 5.

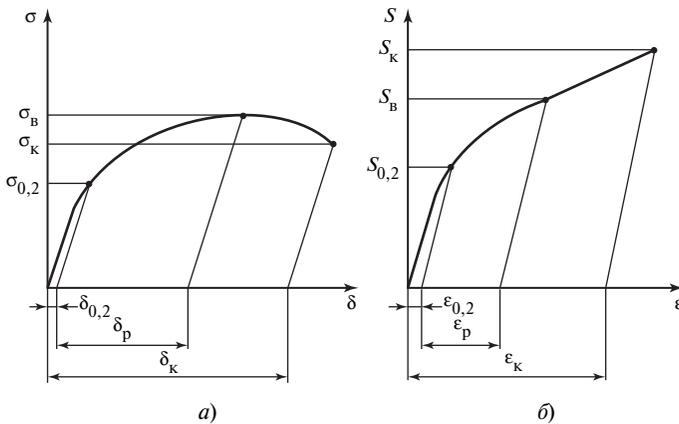


Рис. 4.8. Схемы условной (а) и истинной (б) диаграмм растяжения пластичных материалов

Более объективную информацию можно получить, если диаграмму растяжения представить в координатах $S—\epsilon$. Истинное напряжение S определяется как отношение текущей нагрузки P к текущей площади поперечного сечения F , которое непрерывно уменьшается в процессе растяжения:

$$S = P/F.$$

Истинное удлинение ϵ учитывает непрерывно изменяющуюся длину образца в процессе его растяжения. Поэтому ϵ можно определить как сумму бесконечно малых относительных деформаций d/l при переменной l :

$$\epsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1 + \delta).$$

Диаграмму в координатах $S—\epsilon$ называют *диаграммой истинных напряжений и деформаций* (или *просто истинной диаграммой*). На истинной диаграмме, как и на условной, можно найти характерные точки, соответствующие истинному пределу текучести $S_{0,2}^*$, истин-

* Истинный предел текучести $S_{0,2}^*$ практически равен условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ вследствие незначительного уменьшения площади поперечного сечения образца при остаточной деформации $\epsilon_{0,2} = 0,2\%$.

Таблица 4.2

Значения механических свойств некоторых марок стали, определенные растяжением пятикратных цилиндрических образцов

Марка стали	$\sigma_T (\sigma_{0,2})$, МПа	σ_B , МПа	δ_p , %	S_K , МПа	δ_5 , %	ψ , %
20	271	430	21	867	33	67
45	390	668	15	1115	25	49
15ГС	334	547	18	1130	33	71
15Х1М1Ф	313	531	15	1117	29	78
35ХВФЮА	759	1038	9	1686	16	51
12Х18Н10Т	277	694	30	1670	60	69

ному временному сопротивлению S_B , истинному сопротивлению разрыву S_K , а также истинному предельному равномерному удлинению ϵ_p и истинному конечному удлинению ϵ_K (рис. 4.8, б).

Значения предела текучести $\sigma_T (\sigma_{0,2})$, временного сопротивления σ_B , предельного равномерного удлинения δ_p , истинного сопротивления разрыву S_K , относительных удлинения δ_5 и сужения ψ после разрыва для некоторых марок стали представлены в табл. 4.2.

4.3.2. Испытания на твердость

Твердость — это свойство материала оказывать сопротивление контактной деформации или хрупкому разрушению при внедрении индентора* в его поверхность. Испытания на твердость — самый доступный и распространенный вид механических испытаний. Наиболее часто применяют статические методы испытания на твердость при вдавливании индентора методами Бринелля, Виккерса и Роквелла.

При испытании на твердость по *методу Бринелля* (ГОСТ 9012—59) в поверхность материала вдавливается твердосплавный шарик диаметром D под действием нагрузки P и после снятия нагрузки измеряется диаметр отпечатка d (рис. 4.9, а). Число твердости по Бринеллю

* Под индентором понимается твердосплавный наконечник, внедряемый в поверхность металла.

(НВ) подсчитывается как отношение нагрузки P к площади поверхности сферического отпечатка M :

$$\text{НВ} = \frac{P}{M} = \frac{2P}{\pi D^2 \left[1 - \sqrt{1 - (d/D)^2} \right]}. \quad (4.2)$$

Для получения сопоставимых результатов при определении твердости НВ шариками различного диаметра необходимо соблюдать условие подобия. Подобие отпечатков при разных значениях D и P будет обеспечено, если угол φ остается постоянным (рис. 4.9, а).

Подставив в (4.2) $\frac{d}{D} = \sin \frac{\varphi}{2}$, получим следующее выражение:

$$\text{НВ} = \frac{P}{D^2} \left[\frac{2}{\pi \left(1 - \sqrt{1 - \sin^2 \frac{\varphi}{2}} \right)} \right]. \quad (4.3)$$

Из (4.3) следует, что значение НВ будет оставаться постоянным, если $P/D^2 = \text{const}$ и $\varphi = \text{const}$. Выбор отношения P/D^2 , а следовательно и нагрузки вдавливания P , зависит от уровня твердости материала. Чем тверже материал, тем рекомендуется выбирать большее отношение P/D^2 . Исходя из этого, в ГОСТ 9012—59 приведены следующие значения отношений P/D^2 , МПа: 294 (сталь, чугун, высокопрочные сплавы); 98 (алюминий, медь, никель и их сплавы); 49 (магний и его сплавы); 24,5 (подшипниковые сплавы); 9,1 (олово, свинец). При $D = 10$ мм, $P = 29\,400$ Н, ($P/D^2 = 294$ МПа) и времени выдержки под нагрузкой 10 с твердость по Бринеллю обозначается символом НВ с указанием числа твердости. При этом размерность, кгс/мм², не ставится, например НВ 200. При использовании шариков диаметров 1, 2, 2,5 и 5 мм изменяется нагрузка вдавливания, и символ твердости НВ дополняется тремя индексами. Например, НВ_{2,5/187,5/30} 180 означает, что при $D = 2,5$ мм, $P = 187,5$ кгс (1839 Н) и времени выдержки под нагрузкой 30 с число твердости по Бринеллю равно 180.

Метод Бринелля не рекомендуется применять для материалов, твердость которых более НВ 450, так как стальной шарик может

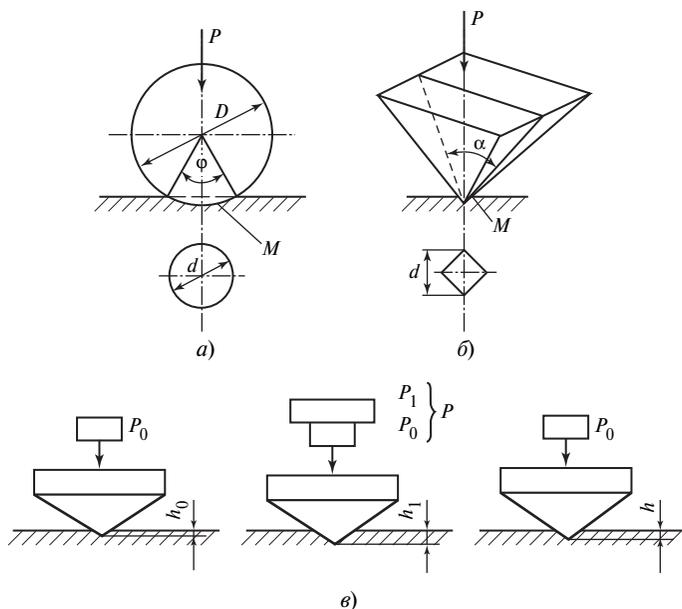


Рис. 4.9. Схемы испытаний на твердость:

a — по Бринеллю; *б* — по Виккерсу; *в* — по Роквеллу

заметно деформироваться, что внесет погрешность в результаты испытаний.

При испытании на твердость по методу Виккерса (ГОСТ 2999—75) в поверхность материала вдавливается алмазная четырехгранная пирамида с углом при вершине $\alpha = 136^\circ$ (рис. 4.9, б). После снятия нагрузки вдавливания измеряется диагональ отпечатка d . Число твердости по Виккерсу HV подсчитывается как отношение нагрузки P к площади поверхности пирамидального отпечатка M :

$$HV = \frac{P}{M} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,854 \frac{P}{d^2}.$$

Число твердости по Виккерсу обозначается символом HV, указываются нагрузка P и время выдержки под нагрузкой, причем размерность числа твердости, кгс/мм², не ставится. Продолжительность выдержки индентора под нагрузкой принимают для сталей 10—15 с, а для цветных металлов — 30 с. Например, HV_{10/15} 450 означает, что

число твердости по Виккерсу 450 получено при $P = 10$ кгс (98,1 Н), приложенной к алмазной пирамиде в течение 15 с.

Преимущество метода Виккерса по сравнению с методом Бригелля заключается в том, что методом Виккерса можно испытывать материалы более высокой твердости из-за применения алмазной пирамиды.

При испытании на твердость по методу Роквелла (ГОСТ 9013—59) в поверхность материала вдавливаются алмазный конус, угол при вершине которого составляет 120° , или стальной шарик диаметром 1,588 мм. Согласно этому методу, за условную меру твердости принимается глубина отпечатка. Схема испытания по методу Роквелла показана на рис. 4.9, в. Вначале к индентору прикладывается предварительная нагрузка P_0 , под действием которой он вдавливается в образец на глубину h_0 . Затем прикладывается основная нагрузка P_1 , под действием которой индентор вдавливается на глубину h_1 . После этого снимают нагрузку P_1 , но оставляют предварительную нагрузку P_0 . При этом под действием упругой деформации индентор поднимается вверх, но не достигает уровня h_0 . Разность $h - h_0$ зависит от твердости материала; чем тверже материал, тем меньше эта разность. Глубина отпечатка измеряется индикатором часового типа с ценой деления 0,002 мм. При испытании мягких металлов методом Роквелла в качестве индентора применяется стальной шарик. Последовательность операций такая же, как и при испытании алмазным конусом. Число твердости, определенное методом Роквелла, обозначается символом HR. Однако в зависимости от формы индентора и значений нагрузок вдавливания к этому символу добавляется буква А или С, или В, обозначающая соответствующую шкалу измерений. Обозначения твердости и значения нагрузок вдавливания для разных шкал измерений методом Роквелла приведены ниже:

Шкала	А	С	В
Индентор	Алмазный конус		Стальной шарик
Обозначение твердости	HRA	HRC	HRB
Нагрузки вдавливания, кгс (Н):			
P_0	10 (98,1)	10 (98,1)	10 (98,1)
P_1	50 (490,5)	140 (1373,4)	90 (882,9)
P	60 (588,6)	150 (1471,5)	100 (981)

Разные значения нагрузки P_1 объясняются тем, что по шкале А измеряют твердость особо твердых материалов, и в этом случае во

избежание повреждений алмазного конуса рекомендуется меньшая нагрузка вдавливания.

Число твердости по Роквеллу подсчитывают по формулам:

$$\text{HRA (HRC)} = 100 - [(h - h_0)/0,002];$$

$$\text{HRB} = 130 - [(h - h_0)/0,002],$$

где 100 и 130 — предельно заданные числа делений индикатора часового типа с ценой деления 0,002 мм. Например, HRC 50 означает, что твердость, определенная методом Роквелла по шкале С при вдавливании алмазного конуса, равна 50 (размерность не ставится).

Преимущество метода Роквелла по сравнению с методами Бригелля и Виккерса заключается в том, что значение твердости по методу Роквелла фиксируется непосредственно стрелкой индикатора, при этом отпадает необходимость в оптическом измерении размеров отпечатка.

Для измерения твердости тонких слоев материалов и даже их отдельных структурных составляющих применяют *метод микротвердости* (ГОСТ 9450—76). Этот метод подобен методу Виккерса, однако при этом используют малые нагрузки вдавливания: 0,049 (0,005); 0,098 (0,01); 0,196 (0,02); 0,49 (0,05); 0,98 (0,1); 1,962 (0,2); 4,9 (0,5) Н (кгс).

4.3.3. Испытания на трещиностойкость

Трещиностойкостью называют свойство материалов сопротивляться развитию трещин при механических и других воздействиях. Трещины в материалах могут быть металлургического и технологического происхождения, а также возникать и развиваться в процессе эксплуатации. При возможном хрупком разрушении для безопасной работы элементов конструкций и машин необходимо количественно оценивать размеры допустимых трещиноподобных дефектов. Для оценки размера допустимого дефекта необходимо знать количественную характеристику трещиностойкости материала.

Количественной характеристикой трещиностойкости материала является *критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации** K_{Ic} в вершине трещины. На практике значение K_{Ic} используют для определения связи между разрушающими напряжениями и размерами дефектов в элементе конструкции.

* Под плоской деформацией понимают деформацию, которая развивается в одной плоскости и запрещена по толщине образца.

Коэффициент K_{1c} определяют испытанием специальных образцов с предварительно выращенной усталостной трещиной (ГОСТ 25506—85). На рис. 4.10 изображена схема компактного образца с надрезом и выращенной усталостной трещиной для определения K_{1c} . Образец подвергается внецентренному растяжению (рис. 4.11, а) с автоматической регистрацией диаграммы нагрузка P — раскрытие берегов надреза образца V (рис. 4.11, б). При обработке диаграммы из начала координат проводят секущую, под углом α_5 тангенс угла наклона которой на 5 % меньше тангенса угла наклона начального прямолинейного участка диаграммы. Затем определяют нагрузку P_Q и по излому разрушенного

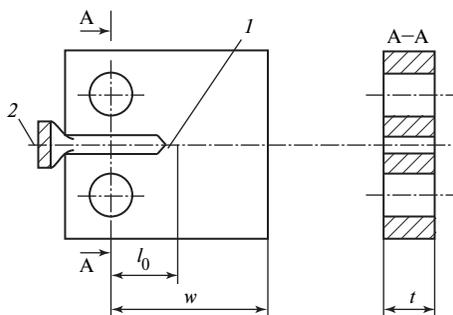


Рис. 4.10. Схема прямоугольного компактного образца для определения K_{1c} :
1 — трещина усталости; 2 — датчик раскрытия

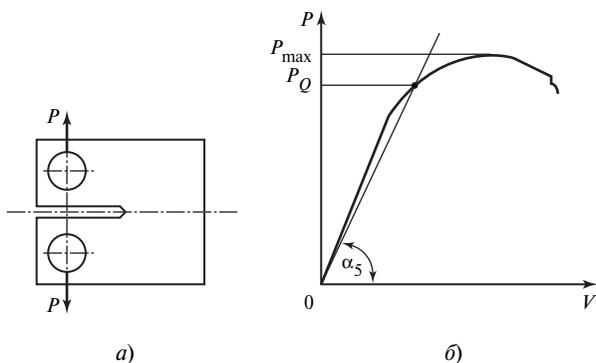


Рис. 4.11. Схемы компактного образца (а) и диаграммы его внецентренного растяжения $P — V$ (б)

образца оценивают длину трещины l . По полученным значениям P_Q и l рассчитывают коэффициент интенсивности напряжений K_Q , МПа $\sqrt{м}$:

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{w}} f(l/w), \quad (4.4)$$

где t , w — толщина и ширина образца соответственно; $f(l/w)$ — функция значений l/w .

Значение коэффициента K_Q равно значению критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} , если выполняются условия:

$$\left. \begin{aligned} \frac{P_{\max}}{P_Q} &\leq 1,1 \quad (\text{см. рис. 4.11, б}); \\ t &\geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{0,2}} \right)^2; \\ \frac{t - t_c}{t} \quad 100 \% &\leq 15 \%, \end{aligned} \right\} \quad (4.5)$$

где t_c — толщина разрушенного образца в зоне максимального поперечного сужения.

Если условия (4.5) не выполняются, то необходимо взять образец с большей толщиной и повторить испытания.

Значения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} и предела текучести $\sigma_{0,2}$, определенные при комнатной температуре ($T = 293 \text{ К}$) для некоторых конструкционных материалов, приведены в табл. 4.3.

Таблица 4.3

Значения K_{1c} и $\sigma_{0,2}$ для некоторых конструкционных материалов

Материал	Марка	K_{1c} , МПа $\sqrt{м}$	$\sigma_{0,2}$, МПа
Легированная сталь	25ХНЗМФА	120	745
Титановый сплав	ВТЗ-1	52	1010
Алюминиевый сплав	Д-16	33	290

4.4. Механические свойства, определяемые при динамическом нагружении

4.4.1. Испытания на ударную вязкость

Для оценки склонности материалов к хрупкому разрушению широко применяют испытания на ударный изгиб образцов с надрезом. В результате таких испытаний определяют *ударную вязкость*, которая оценивается работой, затраченной на ударный излом образца и отнесенной к площади его поперечного сечения в месте надреза.

Согласно ГОСТ 9454—78, для определения ударной вязкости применяют призматические образцы с надрезами различных типов. Самыми распространенными типами являются образцы с U-образным (рис. 4.12, а) и V-образным (рис. 4.12, б) надрезами.

Испытания на ударную вязкость проводят на маятниковом копре (рис. 4.13).

Работа K , МДж, затраченная на ударный излом образца, может быть определена по формуле:

$$K = G(h_1 - h_2),$$

где G — вес маятника; h_1 — высота подъема маятника до испытаний; h_2 — высота подъема маятника после испытаний.

Указатель на шкале копра, проградуированный с учетом потерь (трения в подшипниках, сопротивления стрелки указателя, сопротивления воздуха и т.п.) фиксирует значение работы K .

Ударная вязкость обозначается символом KC , МДж/м², и подсчитывается как отношение работы K к площади поперечного сечения образца в надрезе F . Если образец с U-образным надрезом, то к символу добавляется буква U (KCU), а если с V-образным надрезом, то добавляется буква V (KCV).

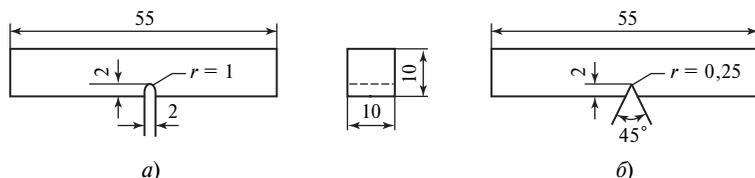


Рис. 4.12. Образцы для испытаний на ударную вязкость: а — с U-образным надрезом; б — с V-образным надрезом

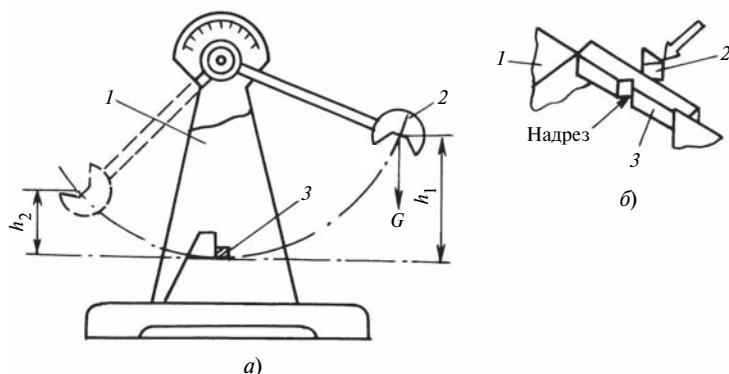


Рис. 4.13. Схема испытаний на ударную вязкость:

а — схема маятникового копра; *б* — расположение образца на копре; 1 — корпус; 2 — маятник; 3 — образец

Вместе с тем ударная вязкость является сложной механической характеристикой и состоит из двух составляющих: *удельной работы зарождения трещины* KC_3 и *удельной работы ее распространения* KC_p

$$KC = KC_3 + KC_p.$$

В охрупченных материалах основная часть работы совершается на зарождение трещины, при этом работа распространения трещины незначительна. В пластичных материалах преобладает работа на распространение трещины. Анализ составляющих ударной вязкости позволяет более рационально выбрать материал и определить его назначение.

Существует несколько методов определения составляющих ударной вязкости. Наиболее широкое распространение получили методы Б.А. Дроздовского и А.П. Гуляева. По методу Б.А. Дроздовского испытывают ударные образцы с V-образным надрезом с заранее выращенной усталостной трещиной. Считается, что при разрушении образца вся работа динамического излома расходуется на распространение трещины, т.е. при таком испытании определяется величина KC_p . Работа зарождения трещины KC_3 в этом случае подсчитывается как разность между полной ударной вязкостью образца без усталостной трещины KC и работой ее распространения KC_p .

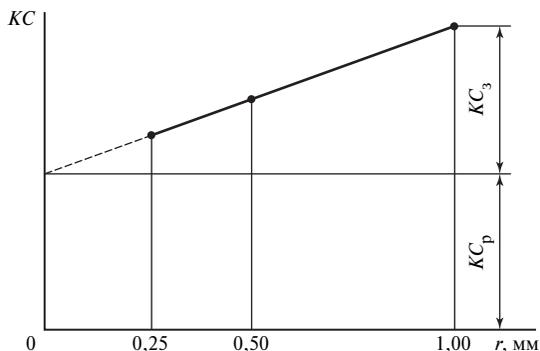


Рис. 4.14. Схема определения составляющих ударной вязкости по методу А.П. Гуляева

По методу А.П. Гуляева испытывают несколько ударных образцов, имеющих разный радиус округления r в вершине надреза. После испытаний и подсчета ударной вязкости каждого образца строится график (рис. 4.14).

Экстраполируя прямую на ось ординат, получают удельную работу распространения трещины $КС_r$. В этом случае образец, радиус надреза которого, близок к нулю, отождествляется с образцом, имеющим усталостную трещину.

При сравнении оба метода дают достаточно близкие значения составляющих ударной вязкости.

4.4.2. Испытания на хладноломкость и критическую температуру хрупкости

Хладноломкость называют способность некоторых металлов охрупчиваться при низких температурах. К хладноломким относят металлы с решеткой объемно центрированного куба, например, Fe_α и гексагональной, например, Zn . Для этой группы металлов при отрицательной температуре наблюдается резкое снижение ударной вязкости.

К нехладноломким металлам относят металлы с решеткой границентрированного куба, например Fe_γ , Al , Ni и др.

Деление металлов на хладноломкие и нехладноломкие условно, так как, например, аустенитные стали, имеющие решетку границентрированного куба, тоже подвержены охрупчиванию, но только в меньшей степени и при более низких температурах, чем углеродис-

тые и низколегированные стали, имеющие решетку объемно-центрированного куба.

Испытывая образцы на ударную вязкость, можно хрупко разрушить вязкий металл в результате одновременного воздействия надреза, повышенной скорости деформирования и низкой температуры. На рис. 4.15, *а* представлены графики температурного изменения ударной вязкости хладноломкой стали. Как видно из рисунка, снижение ударной вязкости, т.е. вязкие и хрупкие изломы, происходит в некотором интервале температуры.

Характер снижения ударной вязкости напоминает порог, что привело к выражению *порог хладноломкости*. Температура, при которой происходит определенное снижение ударной вязкости, называется критической температурой хрупкости $T_{кр}$. Количественно критическую температуру хрупкости можно определить по температуре, соответствующей началу порога хладноломкости (точка 1), концу порога хладноломкости (точка 3) и по заданному значению ударной вязкости KC_2 (точка 2).

Критическую температуру хрупкости можно также определить по характеру строения излома. Вязкий излом имеет волокнистое, а хрупкий — кристаллическое строение. При переходе из вязкого состояния в хрупкое доля волокнистого строения в изломе уменьшается, а кристаллического — увеличивается. Изменение доли волокнистого строения при температурах хладноломкости также имеет вид порога. За критическую температуру хрупкости принимают темпера-

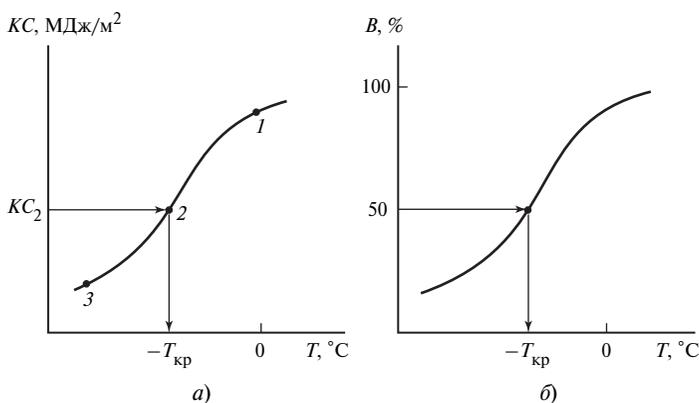


Рис. 4.15. Схемы низкотемпературного изменения ударной вязкости (*а*) и волокнистости в изломе ударного образца (*б*)

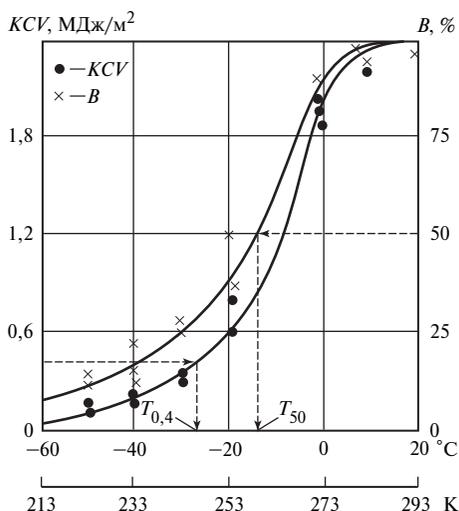


Рис. 4.16. Определение критических температур хрупкости $T_{0,4}$ (по $KCV = 0,4 \text{ МДж/м}^2$) и T_{50} (по $B = 50 \%$) для стали 20

туру, соответствующую равным долям волокнистого и кристаллического изломов. На рис. 4.15, б доля волокнистого излома B оценивается в процентах. Для определения $T_{кр}$ на пороге хладноломкости находят точку, соответствующую $B = 50 \%$, опускают перпендикуляр на ось температур и находят $T_{кр}$.

Пример определения критических температур хрупкости $T_{0,4}$ и T_{50} для стали 20 приведен на рис. 4.16.

Как видно из рисунка T_{50} оказалась выше $T_{0,4}$. В случае различия T_{50} и $T_{0,4}$ за критическую температуру выбирают более высокую и обозначают ее $T_{к0}$.

4.5. Механические свойства, определяемые при циклическом нагружении

4.5.1. Испытания на усталость

Большинство разрушений деталей и конструкций при эксплуатации происходит в результате циклического нагружения. Металл, подверженный такому нагружению, может разрушаться при более низких напряжениях, чем при однократном плавном нагружении. Про-

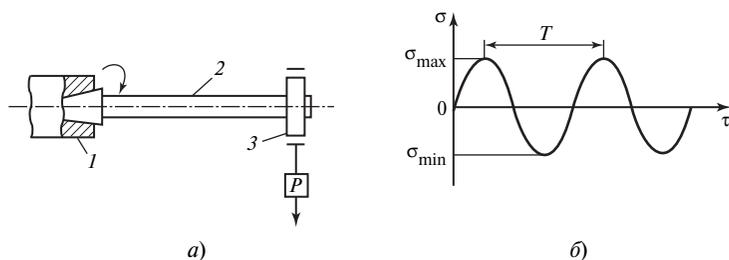


Рис. 4.17. Пример испытаний на усталость:

a — схема нагружения образца; *б* — циклическое изменение напряжения σ в образце; 1 — вращающийся шпиндель; 2 — образец; 3 — нагружающий подшипник

цесс постепенного накопления повреждений в материале при действии циклических нагрузок, приводящий к образованию трещин и разрушению, называют *усталостью*. Свойство материалов противостоять усталости называют *выносливостью*.

На рис. 4.17 приведена типичная схема испытаний на усталость с соответствующими циклами напряжений. Циклическое нагружение осуществляется подвешенным неподвижным грузом при вращении консольно закрепленного образца (рис. 4.17, *a*). Цикл напряжений — это совокупность переменных значений напряжений за один период T их изменения. За максимальное напряжение цикла σ_{\max} принимают наибольшее по алгебраической величине напряжение, а за минимальное σ_{\min} — наименьшее по алгебраической величине напряжение. Цикл характеризуется коэффициентом асимметрии $R_{\sigma} = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$. Если $|\sigma_{\min}| = |\sigma_{\max}|$, то $R = -1$ и цикл в этом случае называют *симметричным* (рис. 4.17, *б*). Если $|\sigma_{\min}| \neq |\sigma_{\max}|$ то цикл называют *асимметричным*.

Сопротивление усталости характеризуется *пределом выносливости* σ_R , под которым понимают максимальное напряжение, не вызывающее разрушения образца при любом числе циклов (физический предел выносливости) или заданном числе циклов (ограниченный предел выносливости). Предел выносливости при симметричном цикле обозначается σ_{-1} .

Методика проведения испытаний материалов на усталость регламентирована ГОСТ 25.502—79. Для определения предела выносливости испытывают не менее 15 образцов. Каждый образец испытывают только на одном уровне напряжений — до разрушения или до

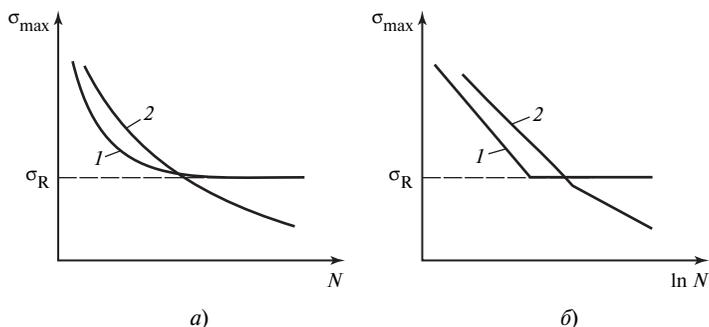


Рис. 4.18. Диаграммы усталости в различных координатах для материалов, имеющих (1) и не имеющих (2) физического предела выносливости

базового числа циклов. По результатам испытаний отдельных образцов строят диаграммы усталости в координатах максимальное напряжение σ_{\max} — число циклов N (рис. 4.18, а). Иногда диаграммы усталости строят в полулогарифмических или логарифмических координатах (рис. 4.18, б).

Переход кривой усталости в горизонтальную линию наблюдается обычно на сталях после 10^7 циклов нагружения. Для цветных сплавов это значение составляет обычно 10^8 циклов нагружения. Ордината, соответствующая постоянному значению σ_{\max} , является физическим пределом выносливости. Но могут быть случаи, когда и после указанного числа циклов кривая усталости не переходит в горизонтальную линию, а продолжает снижаться. Тогда $N = 10^7$ для сталей и $N = 10^8$ для цветных сплавов принимают за базовое число циклов и при указанных числах циклов определяют ограниченный предел выносливости.

Изложенная выше методика испытания материалов относится к испытаниям на многоцикловую усталость, когда используются большое базовое число циклов (до $N = 10^7 — 10^8$) и высокая частота нагружения (до 300 Гц). Кроме того, проводят испытания и на малоцикловую усталость, отражающие условия эксплуатации конструкций, подвергающихся воздействию редких, но значительных по величине циклических нагрузок. Испытания на малоцикловую усталость проводятся при малой частоте нагружения (3—5 Гц) и базовом числе циклов не более $N = 5 \cdot 10^4$.

4.5.2. Разрушение при усталости

Разрушение материалов при усталости отличается от разрушения при однократных нагрузках. Оно характеризуется отсутствием в изломе внешних признаков пластической деформации, т.е. в целом усталостный излом имеет характер хрупкого излома. Однако в микрообъемах и тонких слоях сечения нагруженного образца имеет место пластическая деформация, приводящая к зарождению трещин, которые, постепенно развиваясь и распространяясь, разрушают материал. При усталостном нагружении начало пластической деформации, обусловленное движением дислокаций, может иметь место при напряжениях меньше предела текучести. При увеличении числа циклов нагружения растет плотность дислокаций, прежде всего в поверхностных слоях. Тонкие линии скольжения на поверхности превращаются в характерные полосы, профиль которых состоит из выступов и впадин. Глубина впадин в зависимости от времени испытания может достичь 10—30 мкм. При образовании устойчивых полос скольжения наблюдается чередование областей с высокой и низкой плотностью дислокаций.

Зарождение усталостных трещин начинается в поверхностных впадинах. Один из возможных механизмов образования выступов и впадин связан с круговым движением винтовых дислокаций. Винтовая дислокация может перемещаться из одной плоскости в другую по замкнутому контуру за счет поперечного скольжения. В результате дислокация выходит на поверхность, где впоследствии формируются выступы и впадины.

Зарождение микротрещин при циклическом нагружении происходит на начальной стадии испытания. Микротрещина, как правило, зарождается за счет притока вакансий и последующего возникновения и слияния микропор. В образце может возникнуть множество микротрещин. Однако развиваются не все, а только те, которые имеют наиболее острую вершину и в большей мере подвергнуты воздействию напряжений. Самая длинная, острая и глубокая трещина, распространяясь по сечению образца, разрушает его. Для усталостного излома образца характерно наличие зоны растущей трещины и зоны окончательного излома (рис. 4.19). В зоне растущей трещины можно наблюдать полосы в виде изогнутых линий. Полосы возникают за счет рывков и задержек движения трещины вследствие упрочнения металла у ее основания и расширения ее фронта.

На процесс разрушения при циклических нагрузках существенное влияние оказывают концентраторы напряжений. Они могут быть

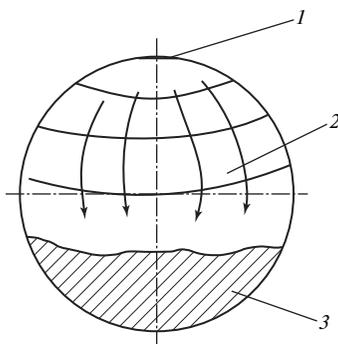


Рис. 4.19. Схема зарождения и развития трещины при переменном изгибе круглого образца:

1 — зарождение трещины; 2 — движение полос в изломе; 3 — зона окончательного излома

конструктивными (резкие переходы от сечения к сечению), технологическими (царапины, трещины, риски от резца), металлургическими (поры, раковины, неметаллические включения). Независимо от происхождения концентраторы напряжений снижают предел выносливости при одном и том же уровне переменных напряжений. Для оценки влияния концентратора напряжений на усталость испытывают гладкие и надрезанные образцы при симметричном цикле напряжений. Надрез на образце выполняется в виде острой круговой выточки. Отношение предела выносливости, определенного на гладких образцах σ_{-1} к пределу выносливости, определенному на надрезанных образцах $\sigma_{-1н}$ называют *эффективным коэффициентом концентрации напряжений* K_{σ} :

$$K_{\sigma} = \sigma_{-1} / \sigma_{-1н}$$

4.6. Безобразцовый метод оценки механических свойств металлов

Безобразцовый метод основан на инденторных испытаниях металлов, в результате которых измеряют специальные характеристики твердости и пересчитывают их на показатели других механических свойств. Главное его достоинство заключается в возможности ускоренной оценки механических характеристик металла готовых изделий, не выводя их из строя и не вырезая из них образцов.

Поэтому этот метод получил название *безобразцового метода определения механических свойств*.

Безобразцовый метод, как более экономичный и простой, представляет большой научный и практический интерес в области исследования, контроля и диагностики качества металла. В некоторых случаях он пока единственно пригодный для оценки механических свойств малых объемов или локальных зон обработанного материала (упрочненных слоев, сварных соединений и т.п.). Этот метод особенно эффективен при оценке остаточного ресурса оборудования, пробывшего длительное время в эксплуатации и выработавшего свой расчетный срок службы.

Физико-механическая основа метода. Исходная информация для оценки механических свойств металла безобразцовым методом содержится в диаграмме вдавливания индентора, которая может быть представлена в координатах нагрузка вдавливания — геометрический параметр отпечатка (первичная диаграмма) или контактное напряжение — контактная деформация. Геометрическим параметром отпечатка может служить его диаметр или глубина. Первичные диаграммы вдавливания сферического индентора в координатах нагрузка вдавливания P — диаметр остаточного отпечатка d для трех материалов с разными механическими свойствами, представлены на рис. 4.20. Диаграммы получены в области пластической деформации при ступенчатом вдавливании сферического индентора диаметром $D = 2,5$ мм с разгрузкой на каждой ступени в целях измерения диаметра остаточного отпечатка.

Взаимосвязь нагрузки вдавливания и диаметра остаточного отпечатка d можно аппроксимировать степенной зависимостью, которую установил Е. Мейер:

$$P = ad^n, \quad (4.6)$$

где a, n — постоянные коэффициенты для данного материала.

На практике удобно пользоваться параметром $A = aD^{n-2}$ — постоянной материала, имеющей размерность напряжения. Коэффициент n характеризует деформационное упрочнение материала и может быть определен по результатам двух вдавливаний индентора при постоянном D

$$n = \ln(P_1/P_2)/\ln(d_1/d_2), \quad (4.7)$$

где P_1, P_2 и d_1, d_2 — соответственно нагрузки вдавливания и диаметры остаточных отпечатков, полученные при этих нагрузках.

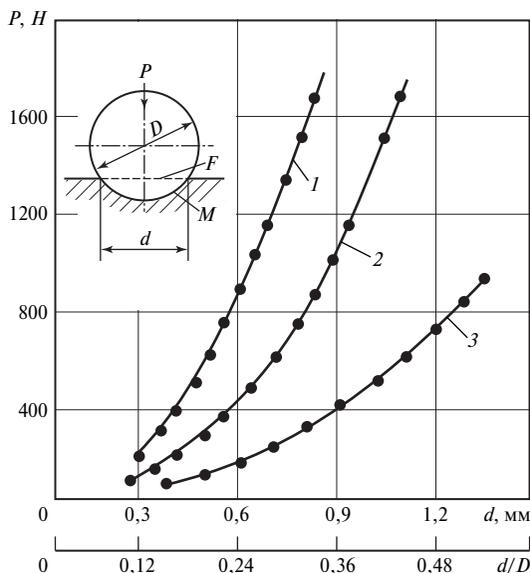


Рис. 4.20. Первичные диаграммы ступенчатого вдавливания сферического индентора ($D = 2,5$ мм):

1 — 35ХВФЮА; 2 — ЭП184; 3 — АМг2; M — поверхность отпечатка; F — площадь проекции поверхности отпечатка

Учитывая, что $P = ad^n$ и $A = aD^{n-2}$, получаем

$$A = (P/D^2)/(d/D)^{-n}. \quad (4.8)$$

В (4.8) входит отношение P/D^2 , которое регламентировано ГОСТ 9012—59 при определении твердости по Бринеллю и имеет следующие значения, МПа (кгс/мм²): 294,3 (30); 147,15 (15); 98,1 (10); 24,5 (2,5). Исходя из этого, номограмма (рис. 4.21) содержит четыре линии, соответствующие указанным значениям P/D^2 . Эта номограмма упрощает нахождение постоянной материала A . Более того, определяя A , можно одновременно найти и НВ, если одно из двух вдавливаний индентора провести под нагрузкой P согласно выбранному отношению P/D^2 .

Параметры a , n , A , определяемые при вдавливании индентора, имеют важное значение, так как используются для оценки показателей деформационного упрочнения и других механических характе-

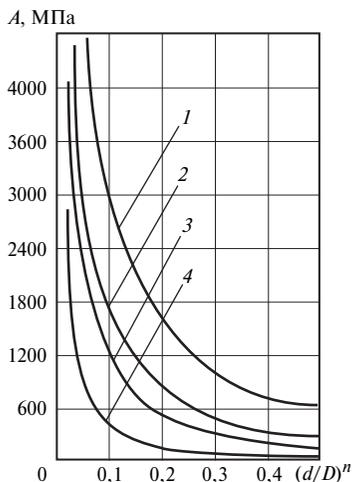


Рис. 4.21. Зависимости A от $(d/D)^n$, при разных значениях P/D^2 :
 1 — 294,3 (30) МПа (кгс/мм²); 2 — 147,15 (15) МПа (кгс/мм²); 3 — 98,1 (10) МПа (кгс/мм²); 4 — 24,5 (2,5) МПа (кгс/мм²)

ристик материалов. Значения этих параметров для нескольких марок стали приведены в табл. 4.4.

Первичные диаграммы вдавливания можно зарегистрировать и при непрерывном нагружении индентора в координатах нагрузка P — глубина внедрения индентора t . Такие диаграммы дают более полную информацию о поведении материала в упругой и упругопластической областях деформирования, чем диаграммы при ступенчатом вдавливании индентора. Диаграммы вдавливания в координатах P — t для двух марок стали приведены на рис. 4.22. Они зарегистрированы при вдавливании сферического индентора диаметром $D = 2,5$ мм на

Таблица 4.4

Значения параметров α , n , A , определенные при вдавливании сферического индентора ($D = 2,5$ мм)

Марка стали	α , Н/мм ^{n}	n	A , МПа
Сталь 20	1050	2,25	1320
Сталь 45	1530	2,15	1755
25Х2МФА	2100	2,10	2301
10Х18Н10Т	1600	2,35	2205

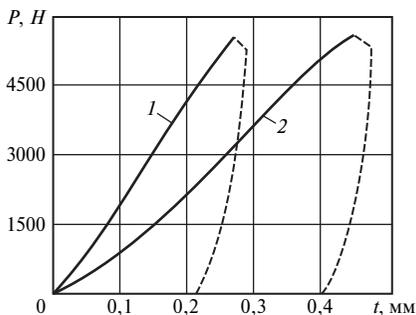


Рис. 4.22. Первичные диаграммы непрерывного вдавливания сферического индентора ($D = 2,5$ мм):

1 — 20X13; 2 — 10X18H10T

специальном автоматизированном приборе, позволяющем непрерывно измерять текущие значения P и t путем передачи электрических сигналов датчиков нагрузки и перемещения от измерительного узла через средства сопряжения в ЭВМ. Сплошные линии соответствуют нагружению, а штриховые — разгрузению индентора. За пределами начальной упругой деформации (участок этой деформации на рассматриваемой диаграмме незначителен, и им можно пренебречь) зависимость P от t можно также аппроксимировать степенным уравнением, аналогичным уравнению Е. Мейера (4.6)

$$P = a_1 t^{n_1},$$

где a_1 и n_1 — постоянные коэффициенты для данного материала.

Как и в (4.6), коэффициент n_1 характеризует способность материала к деформационному упрочнению. В данном случае удобно пользоваться параметром $A_1 = a_1 (D/2)^{n_1 - 2}$, который является постоянной материала и имеет размерность напряжения.

При непрерывном вдавливании индентора коэффициенты a_1 и n_1 могут быть определены в автоматическом режиме при взаимодействии испытательного прибора с ЭВМ.

Первичные диаграммы вдавливания, например в координатах $P-d$, позволяют получить диаграммы вдавливания в координатах среднее контактное напряжение — средняя контактная деформация. Среднее контактное напряжение можно оценить по способу Бринелля, НВ, как отношение нагрузки P к площади поверхности отпечатка M на

каждой ступени нагружения или по способу Мейера, НМ, как отношение нагрузки P к площади проекции поверхности отпечатка F (см. рис. 4.20):

$$\text{НМ} = P/F = 4P/(\pi d^2).$$

Среднюю контактную деформацию при вдавливании $\psi_{\text{вд}}$, %, на каждой ступени нагружения можно оценить по способу М.П. Марковца (см. рис. 4.20)

$$\psi_{\text{вд}} = (M - F)/M = 0,5\{1 - [1 - (d/D)^2]^{1/2}\}. \quad (4.9)$$

При вдавливании индентора, как и при растяжении образца, вначале возникает упругая деформация в испытуемом материале, исчезающая после снятия нагрузки. При дальнейшем нагружении появляются первые признаки пластической деформации и формируется остаточный отпечаток, который уже не исчезает после снятия нагрузки. Возникновение и увеличение пластической деформации при вдавливании так же, как и при растяжении, связано с образованием и перемещением дислокаций; их плотность возрастает по мере увеличения нагрузки на индентор и диаметра отпечатка.

Пластическая деформация по поверхности отпечатка распределена неравномерно: максимум ее сдвинут к краю отпечатка. На рис. 4.23 представлено распределение пластической деформации $\psi_{\text{вд}}$ по поверхности отпечатка, выявленное методом длительных сеток, а на рис. 4.24 — распределение плотности дислокаций ρ , выявленное методом избирательного травления. Здесь имеет место качественно

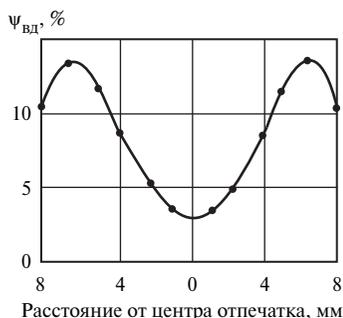


Рис. 4.23. Распределение пластической деформации по поверхности восстановленного отпечатка ($D = 34,85$ мм; $d/D = 0,45$; материал — техническое железо)

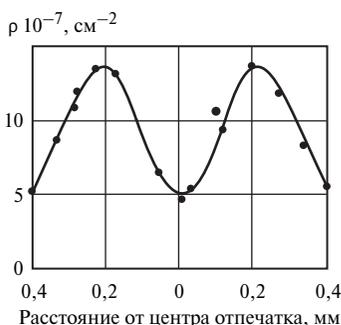


Рис. 4.24. Распределение плотности дислокаций по поверхности восстановленного отпечатка ($D = 10$ мм; $d/D = 0,09$; материал — монокристалл молибдена)

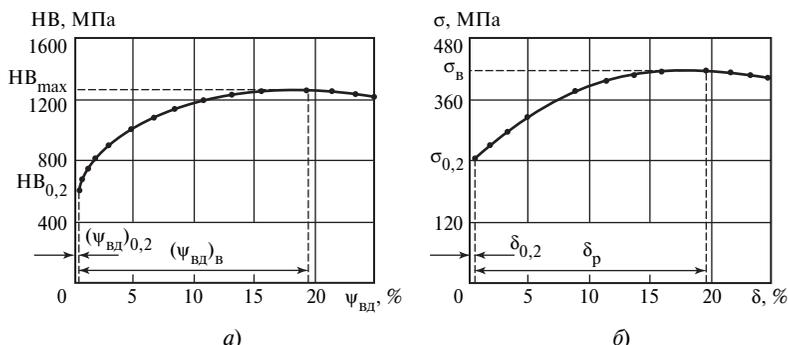


Рис. 4.25. Диаграммы вдавливания (а) и растяжения (б) стали 20 в области пластической деформации

сходная картина распределения пластической деформации и плотности дислокаций по поверхности отпечатка, что подтверждает общие дислокационные представления об образовании и развитии пластической деформации при нагружении материала.

Способы оценки средних контактных напряжений и деформаций при вдавливании индентора позволяют получить диаграмму вдавливания в координатах напряжение—деформация. Так, диаграмма вдавливания в координатах HV — $\psi_{вд}$ для углеродистой стали 20 (рис. 4.25, а) получена по значениям остаточного (восстановленного) диаметра отпечатка на каждой ступени нагружения сферического индентора, а условная диаграмма растяжения в координатах σ — δ этой же стали (рис. 4.25, б) — по значениям остаточного удлинения*. Между рассматриваемыми диаграммами наблюдается явная аналогия. На диаграмме вдавливания напряжения $HV_{0,2}$ (твёрдость на пределе текучести), HV_{max} (максимальная твёрдость или твёрдость на пределе прочности) соответствуют пределу текучести $\sigma_{0,2}$ и временному сопротивлению $\sigma_в$ диаграммы растяжения. Остаточные деформации $(\psi_{вд})_{0,2}$ и $(\psi_{вд})_в$ при вдавливании соответствуют остаточным деформациям $\delta_{0,2}$ и δ_p при растяжении.

Наличие на диаграммах вдавливания таких же характерных точек, что и на диаграммах растяжения, дает возможность оценить показателю

* Значения остаточного удлинения δ в каждой точке диаграммы растяжения можно определять по машинной диаграмме (см. рис. 4.7, а), проводя наклонные прямые линии, параллельные прямолинейному упругому участку диаграммы.

тели механических свойств при растяжении по характеристикам твердости.

Оценка характеристик прочности. Различают два вида предела текучести материалов (см. §. 4.3) — физический σ_T (соответствует площадке текучести) и условный $\sigma_{0,2}$ (соответствует остаточной деформации 0,2 % для тех материалов, у которых отсутствует площадка текучести). Однако экспериментально установлено, что площадка текучести начинается при достижении остаточной деформации, близкой к 0,2 %. Поэтому для материалов, имеющих площадку текучести, значения пределов текучести практически не зависят от того, как они определяются — по площадке текучести или по остаточной деформации 0,2 %.

В связи с этим в целях упрощения во всех случаях безобразцовым методом определяют условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ по твердости на пределе текучести $HV_{0,2}$. Твердость на пределе текучести $HV_{0,2}$ рассчитывается по формуле

$$HV_{0,2} = P_{0,2}/M_{0,2},$$

где $P_{0,2}$ — нагрузка на индентор, необходимая для получения остаточной деформации $(\psi_{вд})_{0,2} = 0,2 \%$; $M_{0,2}$ — площадь поверхности отпечатка, соответствующая нагрузке вдавливания $P_{0,2}$.

Из (4.9) следует, что деформация $(\psi_{вд})_{0,2} = 0,2 \% = 0,002$ достигается при отношении $(d/D)_{0,2} = 0,09$. Следовательно, для определения $HV_{0,2}$ необходимо вдавливать сферический индентор до отпечатка $d_{0,2} = 0,09D$. Если $D = 10$ мм, то $d_{0,2} = 0,9$ мм. Между $\sigma_{0,2}$ и $HV_{0,2}$ существует устойчивая корреляционная связь, которая может быть представлена степенным уравнением

$$\sigma_{0,2} = b(HV_{0,2})^c, \quad (4.10)$$

где b, c — постоянные коэффициенты для отдельных групп материалов.

По (4.10) составлена табл. 4.5 (ГОСТ 22762—77), в которой даны значения $\sigma_{0,2}$ в зависимости от $HV_{0,2}$ для конструкционных углеродистых, ферритно-мартенситных и перлитных сталей.

Анализ диаграмм вдавливания и растяжения показывает, что деформация, соответствующая максимуму на диаграмме вдавливания $(\psi_{вд})_в$, и деформация, соответствующая максимуму на диаграмме растяжения δ_p , практически совпадают по значению. Это дает основание

Соотношение между $P_{0,2}$, $HB_{0,2}$, $\sigma_{0,2}$ для конструкционных углеродистых, ферритно-мартенситных и перлитных сталей при испытании на твердость сферическим индентором диаметром 10 мм

$P_{0,2}$, Н (кгс)	$HB_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)	$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)	$P_{0,2}$, Н (кгс)	$HB_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)	$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)
451 (46)	708 (72,2)	201 (20,5)	981 (100)	1539 (156,9)	490 (50)
471 (48)	738 (76,3)	211 (21,5)	1000 (102)	1569 (160,0)	505 (51,5)
490 (50)	769 (78,4)	221 (22,5)	1020 (104)	1600 (163,2)	520 (53,5)
510 (52)	800 (81,6)	231 (23,5)	1040 (106)	1631 (166,3)	535 (54,5)
530 (54)	831 (84,7)	237 (24,2)	1059 (108)	1661 (169,4)	549 (56,0)
549 (56)	862 (87,9)	245 (25,0)	1079 (110)	1693(172,6)	559 (57,0)
569 (58)	892 (91,0)	250 (25,5)	1098 (121)	1723 (175,7)	579 (59,9)
588 (60)	932 (94,1)	260 (26,5)	1118 (114)	1753 (178,8)	593 (60,5)
608 (62)	954 (97,3)	270 (27,5)	1138 (116)	1785 (182,0)	608 (62,0)
628 (64)	985 (100,4)	280 (28,5)	1157 (118)	1815 (185,1)	623 (63,5)
647 (66)	1015 (103,5)	289 (29,5)	1177 (120)	1847 (188,3)	637 (65,0)
667 (68)	1046 (106,7)	299 (30,5)	1196 (122)	1877 (191,4)	652 (66,5)
687 (70)	1077 (109,8)	309 (31,5)	1216 (124)	1907 (194,5)	667 (68,0)
706 (72)	1108 (113,0)	319 (32,5)	1236 (126)	1939 (197,7)	682 (69,5)
726 (74)	1139 (116,1)	329(33,5)	1255 (128)	1969 (200,8)	696 (71,0)
745 (76)	1169 (119,2)	338 (34,5)	1275(130)	2000 (203,9)	711 (72,5)
765 (78)	1200 (122,4)	353 (36,0)	1295 (132)	2031 (207,1)	726 (74,0)
785 (80)	1231 (125,5)	363 (37,0)	1314 (134)	2061 (210,2)	745 (76,0)
804 (82)	1261 (128,6)	373 (38,0)	1334 (136)	2093 (213,4)	760 (77,5)
824 (84)	1293 (131,8)	387 (39,5)	1353 (138)	2123 (216,5)	775 (79,0)
843 (86)	1323 (134,9)	397 (40,5)	1373 (140)	2154 (219,6)	794 (81,0)
863 (88)	1354 (138,1)	412 (42,0)	1393 (142)	2185 (222,6)	809 (82,5)
883 (90)	1385 (141,2)	422 (43,0)	1412 (144)	2215 (225,9)	824 (84,0)
902 (92)	1415 (144,3)	436 (44,5)	1432 (146)	2246 (229,0)	843 (86,0)
922 (94)	1447 (147,5)	451 (46,0)	1451 (148)	2277 (232,2)	963 (88,0)
941 (96)	1477 (150,6)	461 (47,0)	1471 (150)	2308 (235,3)	883 (90,0)
961 (98)	1507 (153,7)	476 (48,5)	1491 (152)	2339 (238,5)	902 (92,0)

оценивать временное сопротивление (предел прочности) σ_B по максимальной твердости по Бринеллю HB_{max} (твердости на пределе прочности). В этом случае временное сопротивление можно определить

$$\sigma_B = 0,33HB_{max} \quad (4.11)$$

Наиболее точно HB_{\max} находят по диаграмме вдавливания (см. рис. 4.25, а). Однако построение такой диаграммы представляет собой довольно трудоемкий процесс. Вместе с тем HB_{\max} можно определить путем дифференцирования функции $\text{HB} = f(d/D)$ по правилам определения максимума. Решая систему уравнений

$$\left. \begin{aligned} P &= ad^n; \\ A &= aD^{n-2}; \\ \text{HB} &= 2P/\pi D^2 \left\{ 1 - [1 - (d/D)^2]^{1/2} \right\} \end{aligned} \right\}$$

получаем

$$\text{HB} = 2A(d/D^n)/\pi \left\{ 1 - [1 - (d/D)^2]^{1/2} \right\}. \quad (4.12)$$

Продифференцировав (4.12) по d/D и приравняв к нулю производную, найдем значение относительного диаметра отпечатка $(d/D)_B$, соответствующего HB_{\max} :

$$(d/D)_B = [n(n-2)]^{1/2}/(n-1).$$

Подставив в (4.12) значение $(d/D)_B$, получим формулу для расчета значения HB_{\max}

$$\text{HB}_{\max} = (2/\pi)An^{n/2}(n-2)^{(n-2)/2}(n-1)^{1-n}. \quad (4.13)$$

Таким образом, значение HB_{\max} можно найти по параметрам A и n . Для этого достаточно выполнить всего два вдавливания индентора под разными нагрузками и измерить диаметры отпечатков, соответствующие этим нагрузкам, а затем воспользоваться (4.6), (4.7) и (4.13).

Однако для многих материалов, применяемых в машиностроении, значения твердости по Бринеллю HB незначительно отличаются от значений максимальной твердости по Бринеллю HB_{\max} . Поэтому для приближенной оценки σ_B таких материалов можно ограничиться определением только HB и использовать (4.11), заменив HB_{\max} на HB . Для более точной оценки σ_B по HB необходима статистическая обработка большого числа экспериментальных данных для отдельных групп материалов. На основе такой обработки

для конструкционных углеродистых, ферритно-мартенситных и перлитных сталей получена устойчивая корреляционная связь между σ_B и HB, представленная в табл. 4.6 (ГОСТ 22761—77).

Таблица 4.6

Соотношение между HB и σ_B для конструкционных углеродистых, ферритно-мартенситных и перлитных сталей при испытании на твердость сферическим индентором диаметром 2,5 мм под нагрузкой 1839,4 Н

HB, МПа (кгс/мм ²)	σ_B , МПа (кгс/мм ²)	HB, МПа (кгс/мм ²)	σ_B , МПа (кгс/мм ²)	HB, МПа (кгс/мм ²)	σ_B , МПа (кгс/мм ²)
981 (100)	378 (38,5)	1618 (165)	569 (58,0)	2275 (232)	771 (78,6)
1000 (102)	383 (39,0)	1638 (167)	575 (58,6)	2305 (235)	779 (79,4)
1020 (104)	388 (39,6)	1667 (170)	583 (59,4)	2324 (237)	785 (80,0)
1040 (106)	393 (40,1)	1687 (172)	588 (60,0)	2354 (240)	794 (81,0)
1059 (108)	399 (40,7)	1716 (175)	598 (61,0)	2373 (242)	800 (81,6)
1079 (110)	404 (41,2)	1736 (177)	604 (61,6)	2403 (245)	809 (82,5)
1098 (112)	410 (41,8)	1765 (180)	613 (62,5)	2422 (247)	815 (83,1)
1128 (115)	419 (42,7)	1785 (182)	619 (63,1)	2452 (250)	824 (84,0)
1147 (117)	425 (43,3)	1814 (185)	628 (64,0)	2471 (252)	830 (84,6)
1177 (120)	434 (44,2)	1834 (187)	634 (64,6)	2501 (255)	839 (85,5)
1196 (122)	339 (44,8)	1863 (190)	642 (65,5)	2520 (257)	844 (86,1)
1226 (125)	448 (45,7)	1883 (192)	648 (66,1)	2550 (260)	853 (87,0)
1245 (127)	454 (46,3)	1912 (195)	657 (67,0)	2569 (262)	859 (87,6)
1275 (130)	463 (47,5)	1932 (197)	663 (67,6)	2599 (265)	868 (88,5)
1295 (132)	469 (47,8)	1961 (200)	673 (68,6)	2618 (267)	874 (89,1)
1324 (135)	479 (48,8)	1981 (202)	679 (69,2)	2648 (270)	883 (90,0)
1345 (137)	490 (50,0)	2010 (205)	687 (70,0)	2667 (272)	889 (90,6)
1373 (140)	492 (50,2)	2030 (207)	691 (70,5)	2697 (275)	898 (91,6)
1393 (142)	494 (50,4)	2059 (210)	699 (71,3)	2716 (277)	904 (92,2)
1422 (145)	508 (51,8)	2079 (212)	707 (72,1)	2746 (280)	914 (93,2)
1442 (147)	514 (52,5)	2108 (215)	718 (73,2)	2765 (282)	920 (93,8)
1471 (150)	523 (53,2)	2128 (217)	724 (73,8)	2795 (285)	929 (94,7)
1491 (152)	528 (53,4)	2157 (220)	734 (74,8)	2815 (287)	935 (95,3)
1520 (155)	537 (54,8)	2177 (222)	739 (75,4)	2844 (290)	944 (96,3)
1540 (157)	543 (55,4)	2206 (225)	748 (76,3)	2864 (292)	951 (97,0)
1569 (160)	553 (56,4)	2226 (227)	756 (77,1)	2893 (295)	961 (98,0)
1589 (162)	559 (57,0)	2256 (230)	765 (78,0)	2943 (300)	971 (99,0)

Оценка характеристик пластичности. Процесс деформационного упрочнения при нагружении материалов оказывает существенное влияние не только на характеристики прочности, но и на характеристики пластичности. Предельная равномерная деформация при растяжении δ_p также является показателем деформационного упрочнения; чем выше δ_p , тем больше запас упрочняемости материала. В тоже время соотношение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_b также может служить мерой оценки способности материала к деформационному упрочнению. Чем выше отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ и ближе его значение к 1, тем ниже значение δ_p . Поэтому между δ_p и $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ должна существовать взаимосвязь, которую можно аппроксимировать уравнением следующего вида:

$$\delta_p = [1 - (\sigma_{0,2}/\sigma_b)]/[1 + (\sigma_{0,2}/\sigma_b)]. \quad (4.14)$$

При $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 1$ значение предельного равномерного удлинения практически равно нулю. При уменьшении отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ будет увеличиваться δ_p . Например, при $\sigma_{0,2}/\sigma_b = 0,5$ согласно (4.14) $\delta_p = 0,33$, что характерно для сталей аустенитного класса.

Предельное равномерное удлинение вносит основной вклад в значение конечного относительного удлинения. Поэтому для многих материалов, применяемых в машиностроении, наблюдается взаимосвязь между этими характеристиками. Так, для сталей относительное конечное удлинение δ_k можно оценить по формуле:

$$\delta_k = \alpha \delta_p^\beta,$$

где α , β — постоянные коэффициенты (при оценке δ_5 $\alpha = 1,327$; $\beta = 0,838$ при условии, что величины δ_5 и δ_p представлены в относительных единицах).

Если в (4.14) значения $\sigma_{0,2}$ и σ_b определить безобразцовым методом по характеристикам твердости, то значения δ_p и δ_k можно оценить тем же методом. Относительное конечное сужение ψ_k зависит от относительного конечного удлинения δ_k и предельного равномерного удлинения δ_p . Для стальных пятикратных цилиндрических образцов эта зависимость имеет следующий вид:

$$\psi_k = [1/(1 + \delta_p)](5\delta_5 - 4\delta_p).$$

4.7. Влияние нагрева на механические свойства металлов

В процессе эксплуатации конструкций и машин металл может нагреваться до различных температур. Например, металл теплотехнического оборудования должен надежно работать при нагреве до 600 °С (873 К), а металл газотурбинных авиационных двигателей — 1000 °С (1273 К) и выше. В связи с этим большой научно-практический интерес представляет изучение характера изменения механических свойств металла при нагреве.

Экспериментально установлено, что при деформировании чистых металлов при повышении температуры испытания от комнатной до температуры плавления характеристики прочности снижаются, а характеристики пластичности повышаются. Снижение характеристик прочности и повышение характеристик пластичности металла при нагреве обусловлено упрощением условий движения дислокаций. При увеличении температуры деформации возникает большая вероятность термической активации дислокаций, необходимой для преодоления ими барьеров. Таким образом, при нагреве происходит перемещение дислокаций не только под действием нагрузки, но и за счет изменения температуры. Однако если металл недостаточно чистый, то при нагреве могут быть температурные интервалы, при которых наблюдается аномальное изменение механических свойств, т.е. характеристики прочности увеличиваются, а характеристики пластичности уменьшаются. На рис. 4.26 представлены зависимости временного сопротивления σ_B и относительного сужения ψ от темпе-

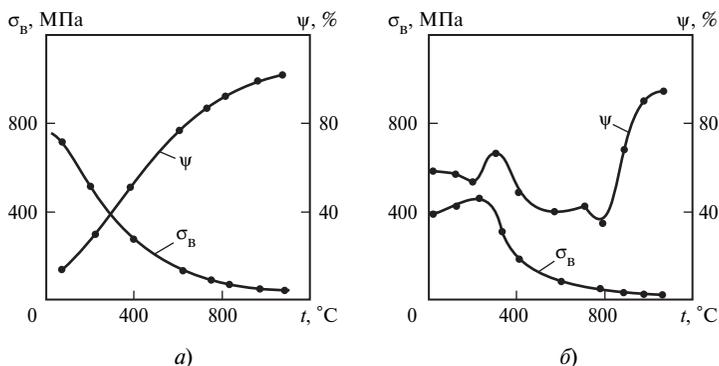


Рис. 4.26. Влияние нагрева на механические свойства безуглеродистого титана (а) и армко-железа (б)

ратуры испытания для безуглеродистого титана и армко-железа ($C = 0,025 \%$). Как видно из рисунка, для чистого титана наблюдаются монотонные изменения механических свойств во всем интервале температур: снижается σ_b и повышается ψ . Однако для армко-железа при температуре, примерно равной 200°C , наблюдается аномалия: происходит повышение σ_b и снижение ψ . Такое свойство металла называется *синеломкостью**, которое заключается в повышении прочности и понижении пластичности при нагреве.

Принято считать, что в чистых металлах синеломкость не должна проявляться. В сплавах, в частности в сталях, также наблюдается общая тенденция к снижению характеристик прочности и повышению характеристик пластичности при нагреве. Однако в связи со структурными процессами, происходящими в сплавах, изменение механических свойств при повышении температуры происходит по более сложному закону.

Рассмотрим характер изменения формы диаграммы растяжения малоуглеродистой стали при повышении температуры испытания (рис. 4.27). Прежде всего следует заметить, что протяженность площадки текучести при повышении температуры уменьшается и примерно при 300°C эта площадка исчезает. При температуре $500\text{—}600^\circ\text{C}$ предел текучести и временное сопротивление резко снижаются. При этой температуре особенно сильно снижается предельное равномерное удлинение, о чем свидетельствует резкое смещение максимума диаграммы растяжения к началу координат, вместе с тем конечное относительное удлинение возрастает. Однако при температуре $200\text{—}300^\circ\text{C}$ наблюдаются заметное повышение временного сопротивления и снижение конечного относительного удлинения. В этом температурном интервале как раз и проявляется синеломкость.

Явление синеломкости связано с увеличением в определенном интервале температур количества дисперсных упрочняющих когерентных выделений из пересыщенных твердых растворов, что препятствует снижению прочности и повышению пластичности рассматриваемой стали. Эти выделения активизируются упругопластическим деформированием при испытании на растяжение. На рис. 4.28 приведены зависимости характеристик прочности $\sigma_{0,2}$, σ_b и пластичности δ_5 , ψ стали 20 от температуры испытания.

На рисунке можно выделить температурную зону синеломкости ($200\text{—}300^\circ\text{C}$), в которой произошло снижение относительных удли-

* Термин «синеломкость» образован из двух слов: синий и ломкость. Первое слово характеризует цвет, который приобретает металл при данной температуре, а второе — возможность хрупкого разрушения из-за уменьшения пластичности.

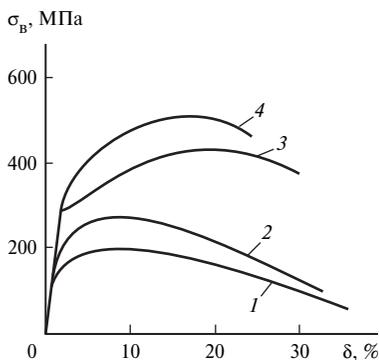


Рис. 4.27. Диаграммы растяжения малоуглеродистой стали при разных температурах нагрева:

1 — 600 °C; 2 — 500 °C; 3 — 20 °C; 4 — 300 °C

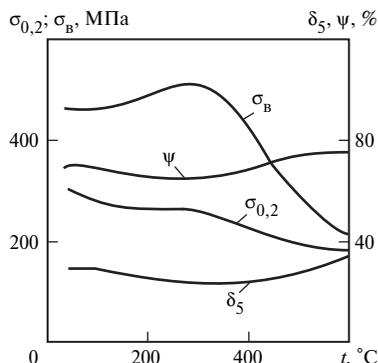


Рис. 4.28. Влияние температуры нагрева на механические свойства стали 20

нения и сужения, а также повышение временного сопротивления. Предел текучести для этой стали в меньшей степени реагирует на синеломкость, чем временное сопротивление. При температуре выше 400—450 °C наблюдается резкое снижение характеристик прочности и повышение характеристик пластичности.

Для перлитных сталей в области температур 20—600 °C наблюдаются те же явления, что и для углеродистых сталей. Так же проявляется синеломкость в области температур 200—300 °C, при которых повышается прочность и снижается пластичность. Однако для перлитных сталей синеломкость выражена менее отчетливо, чем для углеродистых сталей.

Для аустенитных сталей пределы текучести и прочности заметно снижаются при повышении температуры от 20 до 200 и от 500 до 800 °C, а в интервале температур 200—500 °C эти характеристики находятся практически на одном уровне. Поперечное сужение мало меняется до 600 °C, и только при температуре 700 °C оно уменьшается, а затем при повышении температуры увеличивается. Это свидетельствует о том, что аустенитные стали не подвержены синеломкости, а эффект нагрева в них подавляется в большом диапазоне температур за счет выделения упрочняющих фаз из пересыщенных твердых растворов. В этом случае механические свойства практически не изменяются.

В табл. 4.7 приведены значения механических свойств различных марок сталей в зависимости от температуры нагрева.

Таблица 4.7

Механические свойства сталей в зависимости от температуры нагрева

Марка стали	Термообработка	Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
Сталь 40	Нормализация при 850 °С; отпуск при 650 °С	20	363	657	24	50	59
		200	275	588	20	51	88
		300	363	637	25	47	88
		500	226	343	27	68	59
		600	128	177	27	52	88
16ГНМА	Нормализация при 930 °С; отпуск, при 660 °С, 8—12 ч	20	349	519	24	66	108
		350	326	501	20	62,3	133
		400	326	477	19	60	126
		500	275	388	17	77	78
		600	249	283	17	86	98
30ХГСА	Закалка при 880 °С (охлаждение в масле); отпуск при 560 °С	20	941	1049	13	56	52
		250	834	1000	13	47	126
		300	814	951	10	50	124
		400	785	902	16	69	94
		500	647	687	21	83	73
08Х18Н10Т	Закалка при 1050—1100 °С, охлаждение в воде	20	275	610	41	63	245
		300	200	450	31	65	—
		400	175	440	31	65	313
		500	175	440	29	65	363
		600	175	390	25	61	353
25Х1М1Ф	Закалка при 950 °С, охлаждение в масле; отпуск при 670—690 °С	20	657	780	198	57	83
		500	430	525	15	55	176
		565	402	441	21	78	176
		580	373	402	24	79	170
		600	328	338	20	88	191

Контрольные вопросы

1. Что такое механические свойства и как классифицируют методы механических испытаний металлов?
2. Изобразите машинную диаграмму растяжения малоуглеродистой стали.
3. Какие Вы знаете характеристики прочности и пластичности металлов? Как их обозначают и определяют?
4. Дайте определение твердости как свойства металлов.
5. Как определяют твердость по методам Бринелля, Виккерса и Роквелла?
6. Каким параметром характеризуется трещиностойкость металла?
7. Что такое ударная вязкость металла и как ее определяют?
8. Как определяют критическую температуру хрупкости металла?
9. Изобразите схему диаграммы усталости металла и дайте определение предела усталости.
10. Какова физико-механическая основа безобразцового метода определения механических свойств металла вдавливанием индентора?
11. Как определяют предел текучести и временное сопротивление металла безобразцовым методом?
12. Как изменяются механические свойства металла при нагреве?
13. Что такое синеломкость металла?

Глава пятая

ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. НАКЛЕП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

5.1. Дислокационный механизм пластической деформации

В отдельном кристалле металла (монокристалле) пластическая деформация осуществляется под действием касательных напряжений путем сдвига одной части кристалла относительно другой. Этот пластический сдвиг может произойти при превышении критического значения касательными напряжениями. Существуют две разновидности сдвига: скольжением и двойникованием.

Скольжение является основным видом сдвига в металлах под действием внешних сил. В кристаллической решетке сдвиги происходят по направлениям и плоскостям скольжения с наибольшей плотностью упаковки атомов. В плоскостях скольжения критическое значение касательного напряжения оказывается наименьшим. Это объясняется тем, что перемещение атомов из одного устойчивого положения в другое в этих плоскостях минимально. Количество направлений и плоскостей скольжения зависит от типа кристаллической решетки. Количество плоскостей скольжения, умноженное на количество направлений, равно количеству элементов (или систем) сдвига. Чем больше элементов сдвига, тем более способен металл к пластической деформации. Например, металлы с ГПУ решеткой (Zn, Mg и др.) имеют меньшее количество элементов сдвига, чем металлы с ОЦК (Mo, W и др.) и ГЦК (Cu, Al и др.) решетками. Поэтому металлы с ОЦК и ГЦК решетками более пластичны, чем металлы с ГПУ решеткой.

Двойникование представляет собой перестройку части кристалла в новое положение, которое зеркально симметрично другой недеформированной его части. Плоскость зеркальной симметрии называют плоскостью двойникования. Деформация двойникованием происходит в тех случаях, когда она менее энергоемка по сравнению со скольжением. Двойникование наблюдается, например, в зернах отожженной меди или в металлах с ОЦК решеткой при снижении температуры.

На рис. 5.1 представлена схема процесса двойниковогоания. Цифрами I—I отмечена плоскость двойниковогоания, буквой п — препятствие, например в виде дефекта кристаллической решетки.

Рассмотрим процессы сдвига в идеальном кристалле, в котором отсутствуют дефекты, и в реальном кристалле, в котором присутствуют дефекты в виде дислокаций.

В идеальном кристалле (рис. 5.2) под действием касательного напряжения τ в скольжении участвуют все атомы, находящиеся в плоскости скольжения А—А. Таким образом, все атомы смещаются одновременно из положения 1 в положение 2, а затем в положение 3. Для такого синхронного сдвига атомов требуется критическое касательное напряжение равное теоретической прочности идеального кристалла.

Далее рассмотрим процесс пластического сдвига в реальном кристалле, в котором есть дислокации. На рис. 5.3 представлена схема, пластического сдвига в плоскости скольжения А—А. Дислокация, обозначенная знаком \perp , перемещается вправо под действием касательного напряжения τ из положения 1 в положение 3.

Для перемещения дислокации требуется напряжение τ меньше, чем напряжение, необходимое для смещения всех атомов, находящихся в плоскости сдвига идеального кристалла. Это объясняется тем, что в реальном кристалле происходит незначительное смещение

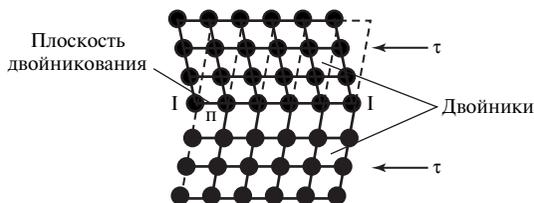


Рис. 5.1. Схема образования двойника

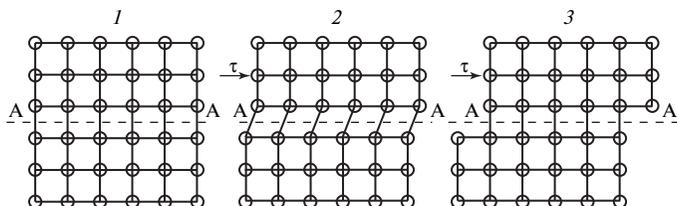


Рис. 5.2. Схема пластического сдвига в идеальном кристалле

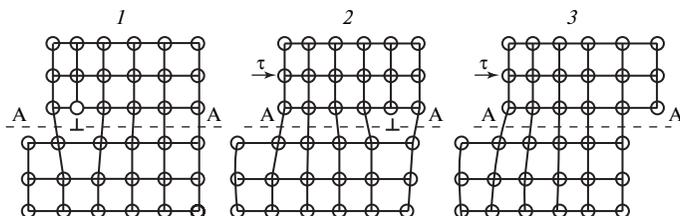


Рис. 5.3. Схема пластического сдвига в реальном кристалле

небольшой группы атомов, находящихся в поле дислокации. Эти атомы уже были выведены из своего устойчивого положения с минимальной свободной энергией. Поэтому необходима сравнительно небольшая энергия, чтобы перевести их в новое устойчивое положение. При этом избыточная полуплоскость в верхней части кристалла (над дислокацией \perp) соединяется в одну атомную плоскость с расположенной ниже частью соседней атомной плоскости. Оставшаяся ее верхняя часть становится новой полуплоскостью, которая заканчивается краевой дислокацией. Так проходит «эстафетное» перемещение дислокации от одной атомной плоскости к другой до тех пор, пока дислокация не выйдет на поверхность кристалла. После этого на поверхности кристалла образуется ступенька, размер которой равен вектору Бюргерса. Так происходит элементарный пластический сдвиг дислокации на одно межатомное расстояние.

В реальных технических поликристаллических металлах, процесс пластической деформации является более сложным. В общем виде деформация поликристаллического металла включает в себя деформации его отдельных зерен и деформации их относительного смещения. Поэтому различают *внутрикристаллитную* (по телу зерна) и *межкристаллитную* (по границам зерен) деформации в поликристаллическом металле.

В реальном зерне имеются несколько плоскостей скольжения. В каждой плоскости скольжения расположены десятки дислокаций, которые перемещаясь вдоль плоскости скольжения, развивают процесс пластической деформации. Дислокации, выходящие на поверхность кристалла, образуют ступеньки. Эти ступеньки, различимые лишь под микроскопом, называют *линиями скольжения*. Близлежащие линии скольжения группируются и образуют полосы скольжения, которые получили название *полос Чернова—Людерса*. Образование полос скольжения заканчивается начальной (легкая) стадия скольжения.

Части зерна, разделенные плоскостями скольжения, называют *блоками*. При увеличении пластической деформации происходят смещение, разворот и вытягивание блоков вдоль направления действия растягивающей силы. В исходном состоянии до деформации зерно имело округлую форму, а после пластической деформации зерно становится вытянутым.

Существует еще одна особенность пластической деформации в поликристаллическом металле. В отдельных зернах плоскости скольжения могут быть ориентированы по-разному. Всегда имеется часть зерен, плоскости скольжения которых наиболее близко ориентированы по направлениям действия касательных напряжений. Поэтому пластическая деформация начинается прежде всего в таких зернах. Остальные зерна подвержены гораздо меньшей пластической деформации или находятся в состоянии упругой деформации. Поэтому, если разгрузить металл, находящийся в таком напряженно-деформированном состоянии, то зерна, подверженные пластической деформации, уже не вернуться в исходное положение, а зерна, находящиеся в упругом состоянии, будут стремиться вернуть свои первоначальные форму и размеры. Однако часть пластически деформированных зерен может не дать им возможности вернуться в исходное положение. Поэтому упругодеформированные зерна остаются в напряженном состоянии после снятия нагрузки, сохраняют остаточные упругие напряжения противоположного знака по сравнению с действующими напряжениями. Если при этом металл снова нагрузить, но уже напряжением противоположного знака, то остаточные упругие напряжения суммируются с ними и облегчают пластическую деформацию, что проявляется в снижении предела текучести. Это явление, открытое Баушингером, получило название *эффекта Баушингера* и проявляется при малых значениях пластической деформации (до 2—4 %).

При увеличении действующей нагрузки все большее количество зерен подвержено пластической деформации и затем наступает такой момент, когда все зерна, т.е. весь деформируемый металл необратимо изменяет свои форму и размеры. В этом случае речь идет о *развитой пластической деформации*, при которой эффект Баушингера не проявляется.

На рис. 5.4 представлена схема пластической деформации отдельного зерна металла при сдвиге скольжением под действием растягивающих сил P . Плоскости скольжения показаны штриховыми линиями. В процессе пластической деформации зерно расслаивается на блоки скольжения, которые постепенно разворачиваются и смещаются.

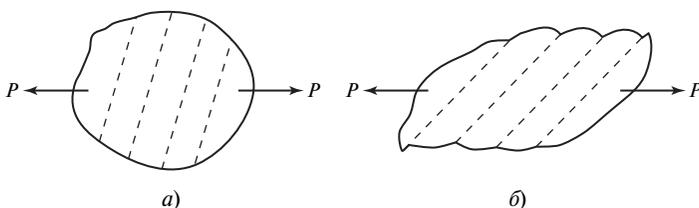


Рис. 5.4. Схемы пластической деформации отдельного зерна металла:
а — исходное состояние; б — сдвиг скольжением

При развитой пластической деформации происходит определенная ориентация блоков относительно направления действия внешней силы. Такую ориентацию называют *текстурой деформации*. Она зависит от вида деформирования (растяжения, сжатия, волочения, прокатки и т.п.). Чем больше степень деформации, тем более отчетливо проявляется ее текстура, являющаяся причиной анизотропии механических свойств металла. Например, прочность металла вдоль вытянутых зерен больше, чем в поперечном направлении.

5.2. Теоретическая и реальная (техническая) прочность металлов

На практике в качестве характеристик прочности материалов чаще всего используют или предел текучести, или сопротивление разрушению. Это объясняется тем, что детали и конструкции могут выходить из строя вследствие появления в металле недопустимых (хотя и малых) пластических деформаций или разрушения. В основе пластических деформаций лежит сдвиг одной части кристалла по отношению к другой, а в основе хрупкого разрушения — отрыв одной части кристалла от другой. В связи с этим существуют понятия прочности на сдвиг и отрыв.

Как уже отмечалось в § 5.1, в реальной кристаллической решетке металла сдвиг можно рассматривать как результат перемещения дислокаций по эстафете, а в идеальной решетке — как результат перемещения одной части кристалла по отношению к другой. Поэтому для идеальной кристаллической решетки требуется значительно большее усилие для осуществления сдвига. Прочность на сдвиг в идеальной кристаллической решетке называют *теоретической прочностью на сдвиг*.

Согласно исследованиям Я.И. Френкеля, теоретическая прочность на сдвиг

$$\tau_{\text{теор}} = \frac{G}{2\pi} \frac{b}{h}, \quad (5.1)$$

где G — модуль сдвига; b — расстояние между атомами в направлении сдвига (период решетки); h — расстояние между смещенными рядами атомов (межплоскостное расстояние).

При $b \approx h$, что характерно для плотных металлических решеток, из (5.1) получим

$$\tau_{\text{теор}} = \frac{G}{2\pi} \approx 0,159 G. \quad (5.2)$$

Теоретическая прочность железа ($G = 89\,000$ МПа) примерно равна 14 151 МПа, тогда как реальная прочность (предел текучести на сдвиг) составляет 140 МПа. Таким образом, теоретическая прочность примерно в 100 раз больше реальной.

Рассмотрим теоретическую прочность кристалла на отрыв и сравним ее с теоретической прочностью на сдвиг.

Для того чтобы произвести разрушение на отрыв растяжением кристалла с идеальной решеткой, в которой отсутствуют дефекты, необходимо преодолеть одновременно сопротивление связей между атомами, находящимися в двух соседних плоскостях, перпендикулярных направлению растяжения. В реальной кристаллической решетке, в которой имеются дефекты, разрыв межатомных связей происходит не одновременно, а постепенно. Такому разрушению реальной решетки способствуют различные дефекты в виде пор и микротрещин, которые являются концентраторами напряжений.

Теоретическая прочность на отрыв $\sigma_{\text{теор}}$ определяется по следующей формуле:

$$\sigma_{\text{теор}} = \sqrt{\frac{E\gamma_s}{b}}, \quad (5.3)$$

где E — модуль нормальной упругости; γ_s — удельная поверхностная энергия двух новых поверхностей раздела (разрушения).

Значение удельной поверхностной энергии приближенно оценивается экспериментально:

$$\gamma_s \approx Eb/20. \quad (5.4)$$

Значение теоретической прочности на отрыв можно определить

$$\sigma_{\text{теор}} \approx 0,224E. \quad (5.5)$$

Для железа ($E = 217\,000$ МПа) значение теоретической прочности на отрыв равно $48\,608$ МПа, тогда как предел текучести железа при растяжении составляет 200 МПа. Таким образом, теоретическое значение прочности на отрыв примерно в 243 раза больше реального.

Сравнение (5.2) и (5.5) показывает, что теоретическая прочность металла на отрыв существенно выше теоретической прочности на сдвиг за счет более высоких значений постоянного множителя и модуля нормальной упругости E по сравнению с модулем сдвига G . Для железа отношение теоретической прочности на отрыв к теоретической прочности на сдвиг составляет примерно $3,43$.

Соотношение между теоретической и реальной прочностью металла наглядно демонстрируется на диаграмме И.А. Одингса, устанавливающей зависимость прочности τ от плотности дислокаций ρ (рис. 5.5). На этом рисунке точка A соответствует прочности бездефектного металла, т.е. теоретической прочности. На участке AB по мере увеличения плотности дислокаций происходит снижение прочности. В точке B , где прочность становится минимальной, плотность дислокаций составляет 10^7 — 10^8 см $^{-2}$. При увеличении ρ перемещение дислокаций затрудняется в связи с тем, что они начинают передвигаться не по параллельным, а по пересекающимся плоскостям

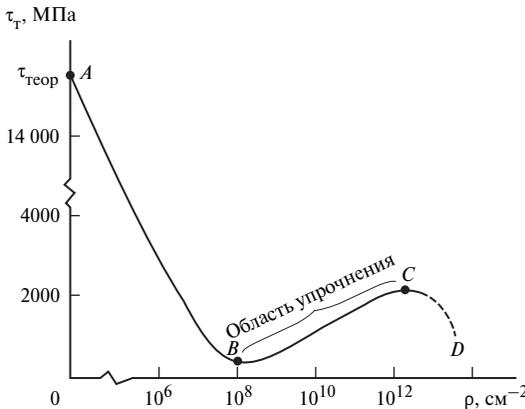


Рис. 5.5. Изменение предела текучести τ_1 мягкой стали при сдвиге в зависимости от плотности дислокаций ρ

других систем скольжения, тем самым препятствуя скольжению одной относительно другой. Участок диаграммы *BC* соответствует различным видам упрочняющей обработки, при которых металл при производстве деталей и конструкций приобретает определенную прочность в зависимости от плотности дислокаций. Примером такой обработки металла является упрочнение в результате пластической деформации металла.

В процессе упрочнения происходит увеличение не только плотности дислокаций вследствие их непрерывного генерирования источниками Франка—Рида, но и количества других дефектов кристаллического строения (вакансий, межузельных атомов, пор и т.п.). Продвижение дислокаций затрудняется вследствие их застревания у препятствий (границ зерен, скоплений других дислокаций и т.п.). При встрече с препятствиями подвижные дислокации становятся неподвижными и способность металла пластически деформироваться снижается. При достаточно большой степени пластической деформации плотность дислокаций может увеличиваться на 3—4 порядка по сравнению с плотностью дислокаций отожженного металла (точка *B*). Однако (см. рис. 5.5) прочность металла достигает насыщения при некоторой критической плотности дислокаций, после чего происходит ее резкое снижение за счет нарушения сплошности металла и развития трещин (участок *CD*). Плотность дислокаций, при которой происходит падение прочности, составляет $10^{11}—10^{13} \text{ см}^{-2}$.

5.3. Разрушение и его виды

Разрушение тела происходит после того, как пластическая деформация достигает предельных значений в макро- или микрообъемах материала. Процесс разрушения состоит из нескольких стадий: зарождения микротрещины, образования макротрещины путем слияния микротрещин, распространения макротрещины по всему сечению тела, разделения тела на части. Если в исходном материале уже имеются трещины металлургического или технологического происхождения, то разрушение происходит при достижении критической длины трещины при действующем уровне напряжения в детали или конструкции.

Распространение трещин может происходить или по телу зерна или по границам зерен. В связи с этим при разрушении различают транскристаллитные и межзеренные изломы. Когда прочность границ зерен превышает прочность тела зерна, то имеет место транскристаллитный излом. Если прочность границ зерен меньше прочности тела зерна, то происходит межзеренный излом.

В общем случае различают вязкое и хрупкое разрушения.

Вязкое разрушение происходит срезом под действием касательных напряжений и сопровождается значительной пластической деформацией в макрообъемах. Следствием этой деформации является существенное изменение формы и размеров образца или детали. При вязком разрушении может наблюдаться локализация пластических деформаций и в микро- и макрообъемах. Локализация пластической деформации в макрообъеме проявляется, например в виде локального сужения (шейки) при растяжении образца до разрушения.

Излом при вязком разрушении характеризуется чашечным (ямочным) микростроением. В процессе разрушения образующиеся чашки или ямки удлиняются и перемычки между ними разрываются (рис. 5.6).

В зависимости от соотношения нормальных и касательных напряжений ямки в изломе могут быть округлыми или вытянутыми. Округлая форма ямок образуется при перпендикулярном направлении внешних сил к поверхности излома, когда преобладают нормальные напряжения, а вытянутая форма — при направлении внешних сил под углом 45° к излому, когда преобладают касательные напряжения.

В макромасштабе при вязком разрушении образуется матовый волокнистый излом, что позволяет по внешнему виду судить о характере излома.

Хрупкое разрушение происходит под действием нормальных растягивающих напряжений, вызывающих отрыв одной части тела от другой без заметных следов макропластической деформации. Форма



Рис. 5.6. Микрорфрактограмма вязкого излома металла (x500)

и размеры образца или детали после хрупкого разрушения и соединения частей остаются практически неизменными. Поверхность хрупкого излома перпендикулярна действию максимальных нормальных напряжений. При хрупком разрушении трещины распространяются со скоростями близкими к скорости звука. Поэтому хрупкое разрушение деталей и конструкций происходит мгновенно и предотвратить его практически невозможно.

При хрупком разрушении поверхность излома характеризуется ручьистым строением. Трещина распространяется по нескольким параллельным плоскостям, между которыми образуются ступеньки. При разрушении ступеньки сливаются и появляется ручьистый узор (рис. 5.7).

Хрупкий ручьистый излом относится к транскристаллитному разрушению. В макромасштабе светлый (блестящий) кристаллический вид излома является внешним признаком хрупкого разрушения.

Возникновение микротрещин при вязком и хрупком разрушении происходит в результате скопления дислокаций перед границами зерен (рис. 5.8) или другими препятствиями (неметаллическими включениями, карбидными частицами, межфазовыми границами и т.п.), что приводит к концентрации напряжений.

При эксплуатации конструкций и машин разрушение может быть не только вязким или хрупким, но и чаще всего смешанным — вязко-хрупким. В этом случае оценивают степень охрупчивания материала по соотношению вязкой и хрупкой составляющих в изломе.



Рис. 5.7. Микрофрактограмма хрупкого излома металла (x500)

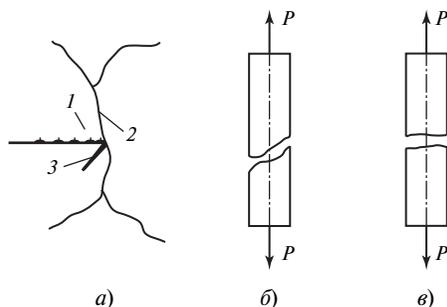


Рис. 5.8. Схемы скопления дислокаций у границы зерна с образованием микротрещины (а), разрушения срезом (б) и отрывом (в):

1 — скопление дислокаций; 2 — граница зерна; 3 — микротрещина

5.4. Наклеп

При изготовлении различных изделий металл подвергается пластической деформации. На разных стадиях технологического процесса в металле заготовок и изделий могут оставаться необратимые пластические деформации различного уровня, которые оказывают влияние на механические свойства. Эти деформации вызывают упрочнение металла, повышая его твердость и прочность. Упрочнение металла в результате пластической деформации называется *наклепом* (или *нагартовкой*).

Наклеп можно проводить растяжением, сжатием, изгибом и другими видами нагружения, а также различными технологическими операциями, например прокаткой, ковкой, штамповкой, прессованием, волочением и т.п.

Рассмотрим процесс наклепа металла на примере диаграммы одноосного растяжения в координатах истинное напряжение S — истинная деформация ε (рис. 5.9, а) и диаграммы в координатах S — плотность дислокаций ρ (рис. 5.9, б).

На диаграмме растяжения S — ε в точке а при переходе упругой деформации в упругопластическую наблюдается предел текучести $S_{0,2}^a$. Если разгрузить образец от $S_{0,2}^a$ до $S = 0$ (линия а— a_1), а затем снова нагрузить до перехода в упругопластическую деформацию, то новому пределу текучести $S_{0,2}^b$ будет соответствовать точка б. Значе-

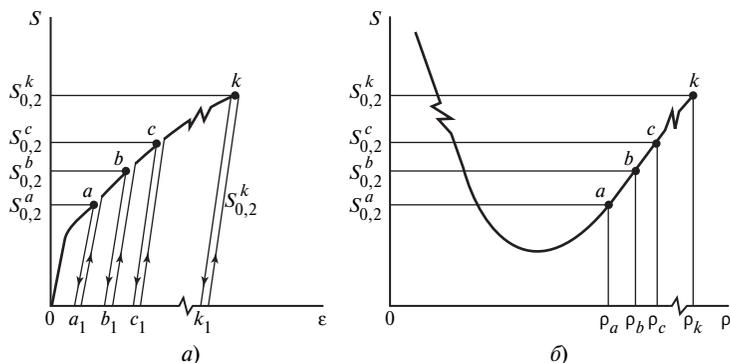


Рис. 5.9. Схемы диаграмм $S-\epsilon$ (а) и $S-\rho$ (б)

ние нового предела текучести $S_{0,2}^b$ будет выше значения $S_{0,2}^a$. При последующих разгрузках и нагружениях происходит постепенное увеличение предела текучести, причем $S_{0,2}^a < S_{0,2}^b < S_{0,2}^c < \dots < S_{0,2}^k$. После новых разгрузок и нагружений повышается предел текучести. При этом диаграмма растяжения укорачивается по оси деформаций ϵ . При предельном k -м нагружении диаграмма растяжения превратится в прямую наклонную линию. Образец разрушается при напряжении $S_{0,2}^k$, равном истинному сопротивлению разрыва S_k ($S_{0,2}^k = S_k$). В этом предельном случае металл образца исчерпал запас пластичности и упрочняемости, и разрушение произошло практически в области упругой деформации.

Аналогичный вывод о процессе и последствиях наклепа можно сделать при рассмотрении диаграммы $S-\rho$ (рис. 5.9, б). При первом нагружении образца его предел текучести $S_{0,2}^a$ соответствует плотности дислокаций ρ_a . После первой разгрузки и второго нагружения происходят увеличение плотности дислокаций до ρ_b и повышение предела текучести до $S_{0,2}^b$. Затем при последующих разгрузках и нагружениях также постепенно повышается плотность дислокаций ($\rho_a < \rho_b < \rho_c \dots < \rho_k$) и предел текучести ($S_{0,2}^a < S_{0,2}^b < S_{0,2}^c < \dots < S_{0,2}^k$). В точке k плотность дислокаций достигает предельного значения ρ_k , при котором невозможно их перемещение, а следова-

тельно и невозможна пластическая деформация. При этом металл разрушается хрупко, практически без заметных следов пластической деформации.

При наклепе повышается не только предел текучести, но и временное сопротивление. Однако при этом уменьшаются равномерное (ϵ_p) и конечное (ϵ_k) удлинения.

На схеме рис. 5.9 процесс наклепа металла рассмотрен при растяжении одного образца. Однако, если предварительно наклепать растяжением заготовки, например цилиндрические прутки, до различной степени пластической деформации, а затем вырезать из них одинаковые разрывные образцы, то диаграммы растяжения этих образцов будут иметь вид, показанный на рис. 5.10. Из этого рисунка следует, что при увеличении степени наклепа происходит увеличение предела текучести и временного сопротивления с одновременным снижением равномерного и конечного удлинений. Вместе с тем истинное сопротивление разрыву почти не изменяется. Это объясняется тем, что для данного металла независимо от степени предварительного наклепа оставшийся запас прочности и упрочняемости исчерпывается при одном предельном значении плотности дислокаций.

Наклеп является одним из важных технологических процессов, позволяющих получить необходимые механические свойства металлов. Наклеп металла может быть сквозным (по всему сечению изделия) или чаще всего поверхностным (создаваемый на поверхности

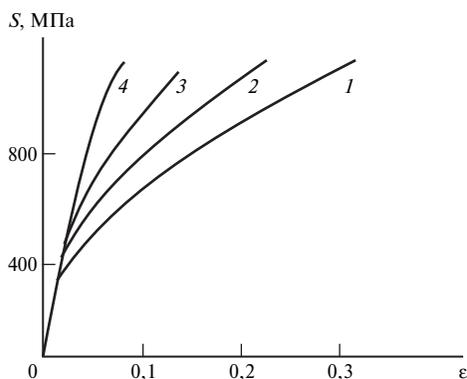


Рис. 5.10. Истинные диаграммы растяжения S — ϵ для образцов из стали 45 с различной степенью наклепа:

1 — 0 %; 2 — 5 %; 3 — 10 %; 4 — 20 %

изделия). Поверхностный наклеп повышает твердость поверхностного слоя и тем самым увеличивает его сопротивление износу. Кроме того, при таком наклепе на поверхности изделия создаются сжимающие напряжения, которые повышают сопротивляемость детали усталостной прочности. Сплошной наклеп по всему сечению детали также может повышать усталостную прочность, но в меньшей степени, чем поверхностный, главным образом за счет увеличения предела упругости.

Однако, как отмечалось выше, металл с наклепом теряет часть исходного запаса пластичности из-за увеличения плотности дислокации. Увеличение прочности и снижение пластичности при наклепе можно объяснить увеличением плотности дислокаций. Чем выше степень наклепа, тем больше плотность дислокаций. Увеличение плотности дислокаций происходит за счет источников Франка—Рида, вытягивания зерен металла, что приводит к увеличению границ зерен, на которых сосредоточено большее число дислокаций, чем внутри зерен. При больших значениях деформации, создаваемых при наклепе, в поликристаллическом металле вытянутые зерна образуют волокна. Кристаллическая структура зерен характеризуется не только искажением кристаллической решетки, но и определенной ориентацией зерен, называемой *текстурой* (см. § 5.1). При больших степенях наклепа образуются поры внутри зерен и между ними, что приводит к некоторому снижению плотности. Это явление называется *деструкцией*.

В процессе обработки металла необходимо контролировать значение наклепа для получения оптимальных свойств прочности и пластичности. И, если наклеп достиг больших неприемлемых значений, то его можно снизить и даже устранить путем нагрева за счет рекристаллизационных процессов в металле, которые будут рассмотрены ниже.

5.5. Рекристаллизационные процессы в наклепанном металле

Наклепанный металл находится в структурно-неустойчивом состоянии. При определенных условиях в таком металле должны происходить процессы, приводящие его в более устойчивое структурное состояние. Главным фактором, инициирующим эти процессы, является нагрев.

При невысоком нагреве подвижность атомов металла сравнительно мала и последствия наклепа не могут быть устранены. Чем выше температура нагрева, тем больше диффузионная подвижность

атомов. При этом в металле начинают происходить самопроизвольные процессы, приводящие его к более устойчивому состоянию.

Небольшой нагрев наклепанного металла до температуры $0,25—0,4 T_{пл}$ уменьшает плотность дислокаций и снижает искажения в кристаллической решетке. Это явление называют *возвратом* или *отдыхом*. При возврате происходит также некоторое снижение твердости и прочности и повышение пластичности металла. Однако при возврате может происходить *полигонизация*, которая заключается в выстраивании беспорядочно расположенных внутри зерен дислокаций в виде стенок или сетки (рис. 5.11). В результате полигонизации процесс возврата может быть затруднен и поэтому необходим нагрев наклепанного металла до более высоких температур.

При повышении температуры на границах деформированных зерен зарождаются центры кристаллизации. Из них за счет деформированных зерен образуются новые равноосные зерна с неискаженной кристаллической решеткой. Плотность дислокаций в равноосных зернах такая же, как и у металла в исходном ненаклепанном состоянии. Таким образом, структура наклепанного металла под воздействием высокой температуры постепенно восстанавливается до исходного ненаклепанного состояния. При полном снятии наклепа металл полностью разупрочняется, а его механические свойства достигают исходных значений. Описанный процесс называется *рекристаллизацией*.

Рекристаллизацию принято делить на два этапа. Первый этап — *первичная рекристаллизация* заключается в образовании мелких равноосных зерен. Второй этап — *вторичная* или *собирательная* рекристаллизация происходит при более высокой температуре и заключается в росте одних рекристаллизованных зерен за счет других деформированных.

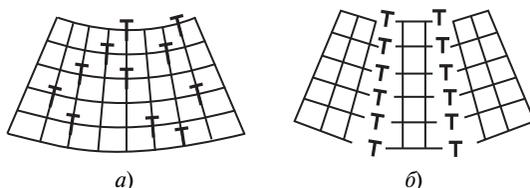


Рис. 5.11. Схема полигонизации с образованием дислокационных стенок:
 а — исходное состояние; б — после полигонизации

Температура начала рекристаллизации $T_{\text{рек}}$ зависит от абсолютной температуры плавления $T_{\text{пл}}$:

$$T_{\text{рек}} = \alpha T_{\text{пл}},$$

где коэффициент $\alpha = 0,3—0,4$ для технически чистых металлов и $\alpha = 0,6—0,8$ для твердых сплавов.

Следует отметить, что чем чище металл, тем ниже значение коэффициента α и он может быть равен примерно 0,2 для металлов высокой чистоты. Кроме того установлено, что $T_{\text{рек}}$ снижается при увеличении степени наклепа.

В результате первичной рекристаллизации происходит резкое изменение механических свойств металла: предел текучести и временное сопротивление снижаются, а относительное удлинение увеличивается. При этом показатели прочности и пластичности практически достигают уровни для ненаклепанного металла.

На рис. 5.12 показана схема изменения прочности и пластичности металла при возврате и рекристаллизации, а также характер изменения структуры металла в зависимости от температуры нагрева.

На показатели прочности и пластичности большое влияние оказывает размер образующихся в процессе рекристаллизации зерен. При



Рис. 5.12. Схема изменения механических свойств и структуры наклепанного металла при возврате и рекристаллизации

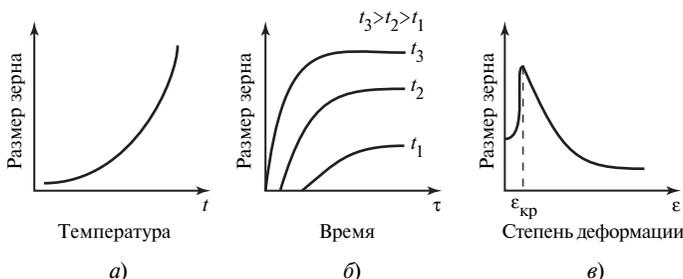


Рис. 5.13. Схемы изменения размера зерна в зависимости от температуры (а), времени выдержки при постоянной температуре (б) и степени наклепа (в)

увеличении диаметра зерна прочность и пластичность снижаются. Размер зерна металла зависит от таких факторов как температура, время выдержки при данной температуре и степени предварительного наклепа.

При повышении температуры нагрева t размер зерна резко возрастает (рис. 5.13, а). Если температура нагрева постоянна, а время выдержки τ при этой температуре увеличивается, то размер зерна также резко возрастает в начальный период, а потом стабилизируется (рис. 5.13, б). Степень предварительного наклепа ϵ неоднозначно влияет на размер зерна (рис. 5.13, в). При наклепе 1—2 % зерно практически не увеличивается. Однако при наклепе 3—8 % происходит резкий рост зерен по механизму слияния. Такой наклеп является *критическим* $\epsilon_{кр}$ и его следует избегать, если металлу предстоит рекристаллизация. При увеличении наклепа выше критической величины размер зерна резко уменьшаются, а затем постепенно стабилизируется. В этой области наклепа рост зерен происходит не за счет их слияния, а путем миграции их границ, что приводит к образованию более мелкодисперсной структуры.

Таким образом, на размер зерна металла, а следовательно, на его механические свойства могут влиять такие факторы: как температура, время выдержки и степень деформации. В связи с этим изменение размера зерна при рекристаллизации представляют в виде трехкоординатных диаграмм. Например, по одной координате откладывают значение величины зерна d , а по двум другим — температуру t и степень наклепа ϵ . Такую диаграмму называют *полной диаграммой рекристаллизации*, которая позволяет управлять процессом рекристаллизации и прогнозировать структуру и свойства металла. На рис. 5.14 пред-

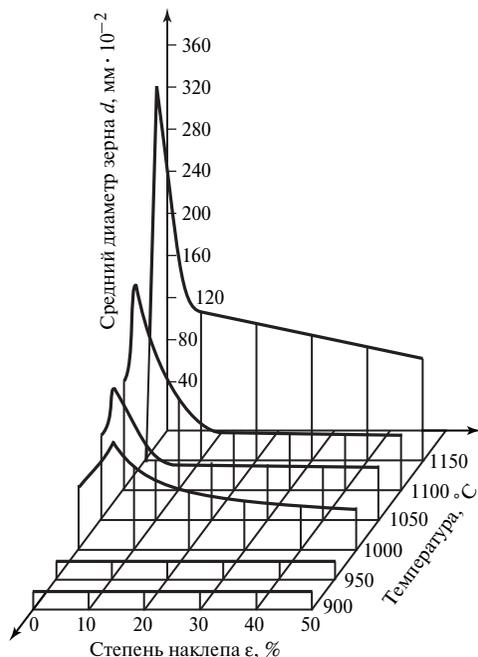


Рис. 5.14. Полная диаграмма рекристаллизации жаропрочного никелевого сплава (А.П. Гуляев)

ставлена полная диаграмма рекристаллизации для жаропрочного никелевого сплава, построенная А.П. Гуляевым.

Контрольные вопросы

1. Как происходит сдвиг скольжением и двойникованием?
2. Изобразите схемы пластического сдвига в идеальном и реальном кристаллах.
3. Как зависит прочность металла при сдвиге от плотности дислокаций?
4. Как и почему отличается теоретическая прочность металла от реальной?
5. Каковы особенности вязкого и хрупкого изломов металла?
6. Что такое наклеп металла?
7. Как влияет наклеп на механические свойства металла?
8. Дайте понятие возврата или отдыха металла при нагреве наклепанного металла.
9. Что такое температура рекристаллизации и от чего зависит ее значение?
10. Как происходит рекристаллизация в наклепанном металле и из каких стадий она состоит?
11. Как изменяются структура и механические свойства наклепанного металла после рекристаллизации?
12. Изобразите схему полной диаграммы рекристаллизации.

Глава шестая

ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

Железоуглеродистые сплавы (стали и чугуны) являются самыми распространенными в промышленности металлическими материалами. *Стали* содержат до 2,14 % углерода, а *чугуны* — свыше 2,14 % углерода.

6.1. Компоненты, фазы и структурные составляющие в железоуглеродистых сплавах

Для более глубокого понимания превращений, происходящих в железоуглеродистых сплавах при изменении температуры, рассмотрим строение и свойства компонентов, фаз и структурных составляющих.

Основным компонентом железоуглеродистых сталей является *железо* — серебристо-светлый металл, атомный номер 26, атомный вес 55,85, плотность 7,86 г/см³, температура плавления 1539 °С. Температурный коэффициент линейного расширения чистого отожженного железа равен $1 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, коэффициент теплопроводности — 71 Вт/м · К.

Железо обладает невысокими твердостью и прочностью, но весьма высокой пластичностью. Эти свойства существенно зависят от чистоты железа. При содержании всех примесей 0,1—0,15 % железо называют *техническим*, при содержании примесей менее 0,01 % — *чистым* или *сверхчистым*. Чем чище железо, тем ниже его прочность и выше пластичность (табл. 6.1).

При нагреве в железе происходят аллотропические превращения. При нагреве до температуры 911 °С железо имеет ОЦК решетку, его обозначают Fe_α, и называют α-железом. При температуре 911 °С происходит превращение ОЦК решетки в ГЦК решетку, железо обозна-

Таблица 6.1

Механические свойства технического и сверхчистого железа

Наименование	Механические свойства			
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
Техническое	120	250	50	80
Сверхчистое	25	50	100	99

чают Fe_γ и называют γ -железом. Температурный интервал существования Fe_γ составляет 911—1392 °С. При температуре 1392 °С снова происходит перестройка ГЦК решетки в ОЦК решетку, которая сохраняется до температуры плавления железа. Высокотемпературную модификацию α -железа иногда обозначают как Fe_δ и называют δ -железом, несмотря на то, что она не является новой аллотропической формой.

До температуры 768 °С α -железо магнитно (ферромагнитно), а выше этой температуры — немагнитно (парамагнитно). Критическую температуру, равную 768 °С, при которой происходит переход от магнитного состояния железа к немагнитному, называют *точкой Кюри* и обозначают ее A_2 (вторая критическая точка). В интервале температур 768—911 °С немагнитное железо иногда обозначают Fe_δ .

Железо со многими элементами образует растворы. С металлами железо образует *растворы замещения*, а с неметаллами (углеродом, азотом, водородом) — *растворы внедрения*. Особый интерес представляет раствор углерода в железе. Растворимость углерода в Fe_α очень мала (менее 0,02 %) по сравнению с растворимостью в Fe_γ (до 2 %). Это объясняется тем, что в центре ГЦК решетки имеется пустое пространство (пора), в котором может находиться атом углерода. В центре ОЦК решетки, свойственной Fe_α , размещается атом железа, поэтому для атома углерода там нет свободного места. Вследствие этого можно предположить, что Fe_α не растворяет углерод. Однако в действительности в Fe_α растворяется очень малое количество углерода (до 0,02 %) из-за наличия в решетке дефектов и прежде всего по границам зерен.

Вторым основным компонентом в железоуглеродистых сплавах является неметаллический элемент — *углерод*. Как и железо углерод полиморфен. До недавнего времени считалось, что углерод существует в природе в виде двух модификаций: алмаза, имеющего сложную кубическую решетку, и графита, имеющего простую гексагональную решетку. Однако открыта третья модификация углерода, имеющая решетку в виде сферы, состоящая из 60 и большего числа атомов. Эта модификация углерода, получившая название «фуллерен», обладает необычайно высокими физико-механическими свойствами (магнитными, электропроводными, прочностными и др.).

В системе железо—углерод различают следующие фазы: жидкий раствор, твердые растворы — феррит и аустенит, а также цементит и графит.

Жидкий раствор (Ж) существует выше линии ликвидус, где при растворении углерода в железе образуется жидкая фаза.

Феррит (Ф) — твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Феррит имеет низкие твердость и прочность, которые близки к свойствам технического железа. При температуре 1499 °С достигается максимальная растворимость углерода в Fe_8 , которая составляет 0,1 %. При снижении температуры растворимость углерода в Fe_8 , а затем и в Fe_α уменьшается. При температуре 727 °С растворимость углерода в Fe_α также максимальна и составляет 0,02 %, а при более низкой температуре снижается и при 600 °С составляет 0,01 %.

Аустенит (А) — твердый раствор внедрения углерода в γ -железе, имеет большие твердость и прочность, чем феррит при достаточно хорошей пластичности. Максимальная растворимость углерода в γ -железе составляет 2,14 % при температуре 1147 °С. При снижении температуры растворимость углерода в γ -железе уменьшается и равна 0,8 % при температуре 727 °С.

Цементит (Ц) — карбид железа Fe_3C (химическое соединение углерода с железом) образуется при содержании углерода 6,67 %. Цементит имеет сложную ромбическую решетку, обладает высокими твердостью и хрупкостью, что является следствием сложного строения кристаллической решетки. Цементит не имеет аллотропических превращений, слабоферромагнитен при низких температурах и при 217 °С теряет магнитные свойства. Цементит является неустойчивым химическим соединением и распадается с образованием свободного углерода (графита).

Графит (Г) имеет гексагональную слоистую кристаллическую решетку. Расстояния между атомами в решетке невелики и составляют 0,142 нм, а между плоскостями — 0,34 нм. Плотность графита примерно 2,2 г/см³, цвет может изменяться от темно-серого до черного. Графит обладает низкими твердостью, прочностью и электропроводностью.

Структурные составляющие. Обычно в сплавах структурными составляющими считаются зерна или устойчивые образования, имеющие определенный состав и характерный вид, и являющиеся или чистыми фазами, или смесью двух фаз. Такими структурными составляющими в железоуглеродистых сплавах могут быть зерна феррита, аустенита и цементита, а также перлита и ледебурита.

Перлит (П) образуется при температуре 727 °С в результате распада аустенита, содержащего при этой температуре 0,8 % углерода. Перлит представляет собой механическую смесь перемежающихся

тонких пластинок цементита и феррита. Перлит является характерной структурной составляющей железоуглеродистых сплавов, имеет пластинчатое строение и содержит более 0,02 % углерода. В металлографии перлит еще называют *эвтектоидом*. При наблюдении в микроскоп при небольшом увеличении перлит представляет собой серые или серо-бурые зерна, в которых пластинки цементита и феррита неразличимы. При большем увеличении зерна перлита после травления кажутся состоящими из темных и светлых полос. Это объясняется тем, что пластинки феррита растворяются при травлении быстрее пластинок цементита, в результате чего образуется микрорельеф. Поэтому появляется тень от выступающих пластинок цементита при падении света на поверхность микрошлифа. Твердость по Бринеллю перлита составляет HB 200.

Ледебурит является эвтектикой, образующейся при температуре 1147 °С из жидкого сплава Fe-C, содержащего 4,3 % углерода, в результате одновременной кристаллизации аустенита и цементита. В зависимости от температуры различают высокотемпературный (1147—727 °С) или «аустенитный ледебурит» и низкотемпературный ($t < 727$ °С) или «ледебурит перлитный». Таким образом, высокотемпературный ледебурит состоит из аустенита и цементита, а низкотемпературный ледебурит — из перлита и цементита.

6.2. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов

Диаграмма состояния сплавов железа с углеродом дает возможность определить строение углеродистых сталей и чугунов в зависимости от содержания углерода и температуры, выбрать режимы термической и других видов обработки (рис. 6.1).

При взаимодействии железа с углеродом образуется цементит. Если цементит является самостоятельным компонентом, то диаграмму состояния сплавов железа с углеродом обычно рассматривают при содержании углерода до 6,67 %. При большем содержании углерода сплавы становятся очень хрупкими и непригодными для использования. Поэтому эту часть диаграммы называют диаграммой состояния железо—цементит. На диаграмме приведены две оси концентраций компонентов: одна показывает содержание углерода до 6,67 %, а вторая — количество цементита до 100 %.

Верхняя часть диаграммы железо—цементит представляет собой диаграмму состояния III рода (без верхнего левого угла) с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии на стороне железа и отсутствием растворимости со стороны цементита. На

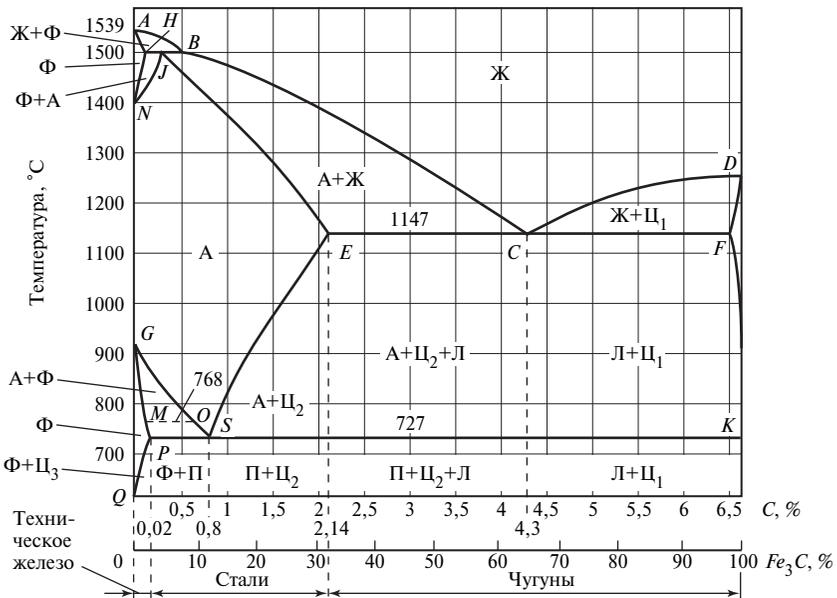


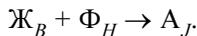
Рис. 6.1. Диаграмма состояния железо—углерод

диаграмме цементит обозначен: Ц_1 — цементит первичный, кристаллизуется из расплава (по линии DC); Ц_2 — цементит вторичный, выделяющийся из аустенита (по линии ES); Ц_3 — цементит третичный, выделяющийся из феррита (по линии PQ).

На диаграмме точка A (1539°C) соответствует температуре плавления железа. Линия $ABCD$ является ликвидусом, а линия $AHJECF$ — солидусом. Точки N (1392°C) и G (911°C) соответствуют полиморфному превращению $\alpha \leftrightarrow \gamma$.

В верхней, средней и нижней частях диаграммы имеются три горизонтальные линии HJB , ECF и PSK . При температурах, соответствующих этим линиям, происходят следующие инвариантные реакции (число степеней свободы $c = 0$).

При температуре 1499°C (горизонтальная линия HJB) происходит перитектическая реакция, в результате которой жидкость состава точки B взаимодействует с кристаллами δ -феррита состава точки H , и образуется аустенит состава точки J :



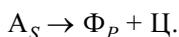
Перитектическая реакция происходит в сплавах, содержащих от 0,1 до 0,50 % углерода.

При температуре 1147 °С (горизонтальная линия *ECF*) происходит эвтектическая реакция, в результате которой из жидкости состава точки *C* образуется эвтектическая смесь (ледебурит), состоящая из аустенита состава точки *E* и цементита:



Эвтектическая реакция происходит у всех сплавов, содержащих более 2,14 % углерода.

При температуре 727 °С (горизонтальная линия *PSK*) происходит эвтектоидная реакция, в результате которой из аустенита состава точки *S* образуется эвтектоидная смесь (перлит), состоящая из феррита состава точки *P* и цементита:



Эвтектоидная реакция происходит в сплавах, содержащих более 0,02 % углерода.

В табл. 6.2 приведены значения координат точек диаграммы железо—углерод.

Диаграмму железо—углерод можно разделить на два основных участка: стальной участок, ограниченный содержанием углерода 2,14 % и чугунный участок с содержанием углерода от 2,14 до 6,67 %.

Рассмотрим более подробно кристаллизацию сплавов, содержащих различное количество углерода до 2,14 % (стальной участок диаграммы). Если обратиться к верхнему левому углу стального участка диаграммы железо—углерод (рис. 6.2), то в сплавах с содер-

Таблица 6.2

Координаты точек диаграммы железо—углерод

Обозначение точки	Температура, °С	Содержание С, %	Обозначение точки	Температура, °С	Содержание С, %	Обозначение точки	Температура, °С	Содержание С, %
<i>A</i>	1539	0,00	<i>E</i>	1147	2,14	<i>P</i>	727	0,02
<i>B</i>	1499	0,50	<i>C</i>	1147	4,30	<i>S</i>	727	0,80
<i>H</i>	1499	0,10	<i>F</i>	1147	6,30	<i>K</i>	727	6,67
<i>J</i>	1499	0,16	<i>D</i>	1250	6,67	<i>Q</i>	600	0,01
<i>N</i>	1392	0,00	<i>G</i>	911	0,00	<i>L</i>	600	6,67

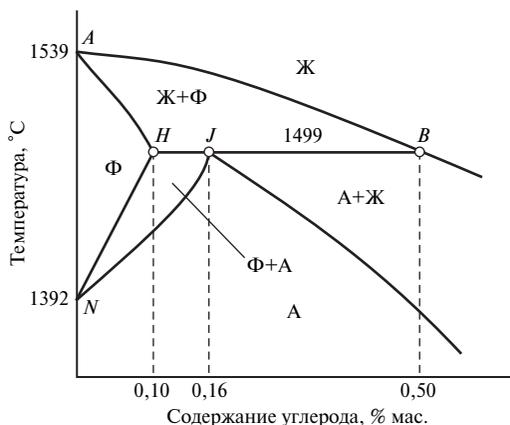


Рис. 6.2. Верхний левый угол стального участка диаграммы железо—углерод

жанием углерода до 0,1 % кристаллизация заканчивается образованием δ -феррита (Φ) при температурах, соответствующих линии AH . Ниже линии AH в области AHN находится δ -феррит.

При содержании углерода 0,1—0,50 % из жидкой фазы выделяются кристаллы δ -феррита при температурах, соответствующих линии AB , ниже которой сплав становится двухфазным ($Ж + \Phi$). При температуре 1499 °C (линия HJB) происходит перитектическая реакция. При этом в равновесии находится δ -феррит состава точки H (0,1 % углерода) и жидкая фаза состава точки B (0,50 % углерода). В результате перитектической реакции по линии HJ образуется двухфазная структура $\Phi + A$; в точке J при содержании углерода 0,16 % образуется однофазная структура A , а по линии JB образуется двухфазная структура $A + Ж$. При снижении температур до линии солидус JE (см. рис. 6.1) заканчивается процесс кристаллизации с образованием твердых кристаллов аустенита A .

В верхней части стального участка диаграммы железо—углерод при содержании углерода от 0,50 до 2,14 % сплавы кристаллизуются при температурах, ограниченных линиями BC и JE . Ниже линии BC сплавы состоят из аустенита A и жидкой фазы $Ж$, а ниже линии JE — из аустенита A (см. рис. 6.1).

Далее рассмотрим нижний левый угол стального участка диаграммы железо—углерод (рис. 6.3, *a*).

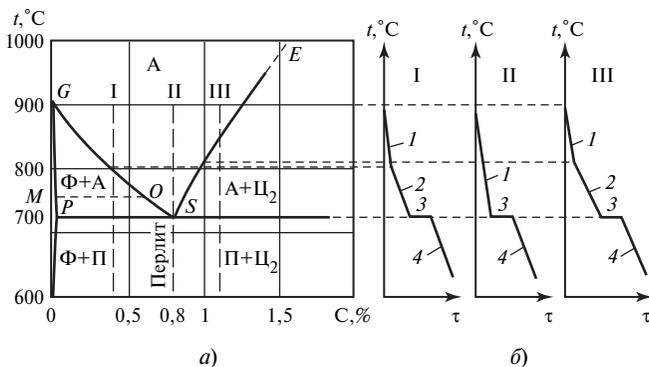


Рис. 6.3. Нижний левый угол стального участка диаграммы железо—углерод (а) и кривые охлаждения для сплавов I, II, III (б)

Линия диаграммы SE является линией предельной растворимости углерода в аустените. При охлаждении сплава ниже линии SE из аустенита A выделяется вторичный цементит $Ц_2$. При охлаждении ниже линии GP аустенит превращается в феррит (Φ), а ниже линии GS структура сплава состоит из аустенита и феррита. Штриховая линия диаграммы MO , соответствующая температуре точки Кюри ($768\text{ }^\circ\text{C}$), разграничивает зоны ферромагнитного феррита при охлаждении и парамагнитного феррита при нагреве. По линии PSK ($727\text{ }^\circ\text{C}$) происходит эвтектоидное превращение с образованием перлита в точке S при содержании углерода $0,8\%$.

При содержании углерода до $0,02\%$ структура сплавов состоит из феррита с небольшим включением третичного цементита $Ц_3$ (см. рис. 6.1). Такие сплавы называют техническим железом. На рис. 6.4, а показана микроструктура технического железа. При содержании углерода от $0,02$ до $2,14\%$ в структуре сплавов помимо феррита содержится перлит, количество которого возрастает с увеличением содержания углерода. Эти сплавы называют сталями, которые в зависимости от содержания углерода подразделяют на доэвтектоидные ($C < 0,8\%$), эвтектоидные ($C = 0,8\%$) и заэвтектоидные ($C > 0,8\%$). Структура доэвтектоидных сталей состоит из светлых зерен феррита и темных зерен перлита (рис. 6.4, б). Структура эвтектоидных сталей состоит из темных зерен перлита (рис. 6.4, в), а заэвтектоидных — из перлита и вторичного цементита (рис. 6.4, з).

В доэвтектоидной стали (см. рис. 6.3, б, сплав I, $C = 0,45\%$) на участке 1 кривой охлаждения сохраняется структура аустенита. На

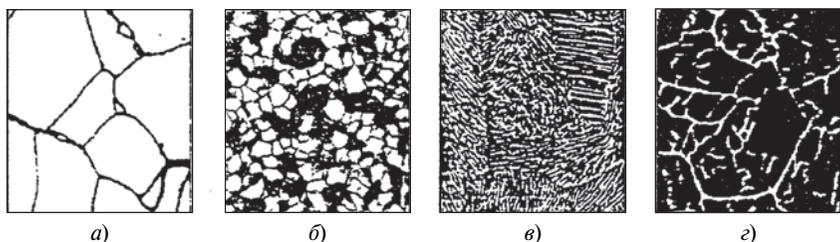


Рис. 6.4. Микроструктуры технического железа (*a*, $\times 100$), доэвтектоидной стали (*b*, $\times 200$), эвтектоидной стали (*v*, $\times 500$) и заэвтектоидной стали (*z*, $\times 300$)

участке 2 происходит полиморфное превращение $A \rightarrow \Phi$, оставшийся аустенит на участке 3 претерпевает эвтектоидное превращение $A \rightarrow \Pi$. При дальнейшем охлаждении на участке 4 структура состоит из феррита и перлита.

В условиях равновесия на участке 1 число фаз $f = 1$, (A), число степеней свободы $c = 2$; на участке 2 число фаз $f = 2$, т.е. ($A + \Phi$), число степеней свободы $c = 1$; на участке 3 число фаз $f = 3$, т.е. ($A + \Phi + \Pi$), число степеней свободы $c = 0$; на участке 4 число фаз $f = 2$, т.е. ($\Pi + \Phi$), число степеней свободы $c = 1$.

Применяя правило отрезков, можно найти для сплава I ($C = 0,45\%$) содержание перлита и феррита, %:

$$\Pi = \frac{0,45 - 0,02}{0,8 - 0,02} \cdot 100 = 55\%; \quad \Phi = \frac{0,8 - 0,45}{0,8 - 0,02} \cdot 100 = 45\%.$$

Кривая охлаждения для эвтектоидной стали (см. рис. 6.3, *b*, сплав II, $C = 0,8\%$) отличается от кривой охлаждения сплава I тем, что на ней нет участка 2. Это объясняется тем, что весь аустенит претерпевает эвтектоидное превращение и за участком 1 следует горизонтальный участок 3 [число фаз $f = 3$, ($A + \Phi + \Pi$), число степеней свободы $c = 0$]. После охлаждения на участке 4 вся структура стали состоит из 100% перлита (см. рис. 6.4, *v*). На этом участке для сплава II можно найти количество феррита и цементита, %, из которых состоит перлит:

$$\Phi = \frac{6,67 - 0,8}{6,67 - 0,02} \cdot 100 = 88,3\%; \quad \Pi = \frac{0,8 - 0,02}{6,67 - 0,02} \cdot 100 = 11,7\%.$$

Для заэвтектонидной стали (сплав III, $C = 1,2\%$) на участке 1 кри-
вой охлаждения (см. рис. 6.3, б) структура состоит из аустенита. При
снижении температуры на участке 2 выделяется вторичный цементит
и структура сплава состоит из $A + Ц_2$. На участке 3 также происходит
эвтектонидное превращение $A \rightarrow П$ по горизонтальной линии [число
фаз $f = 3$, $(A + Ф = Ц)$, $c = 0$]. На участке 4 структура состоит из $П +$
 $+ Ц_2$ (см. рис. 6.4, з). Количество $П$ и $Ц_2$, %, также можно подсчитать
по правилу отрезков:

$$П = \frac{6,67 - 1,2}{6,67 - 0,8} \cdot 100 = 93,2\%; \quad Ц_2 = \frac{1,2 - 0,8}{6,67 - 0,8} \cdot 100 = 6,8\%.$$

Рассмотрим кристаллизацию железоуглеродистых сплавов при
содержании углерода более 2,14 % (чугунный участок диаграммы
железо—углерод). При кристаллизации сплавов, содержащих от 2,14
до 4,3 % углерода, из жидкой фазы (Ж) выделяются кристаллы аус-
тенита при температурах, соответствующих линии ликвидус BC . При
температуре 1147 °С происходит эвтектическая реакция, в результате
которой при кристаллизации жидкого сплава состава в точке C обра-
зуется эвтектика — ледебурит. Сплав, в котором содержится 4,3 %
углерода называется *эвтектическим (эвтектическим чугуном)*.
Сплавы с содержанием $C < 4,3\%$ называются *доэвтектическими*
(*доэвтектическими чугунами*), которые после затвердевания имеют
структуру аустенита и ледебурита ($A + Ц_2$). Сплавы с содержанием
углерода 4,3—6,67 % называются *заэвтектическими (заэвтектиче-
скими чугунами)*. Затвердевают они при снижении температуры по
линии CD (см. рис. 6.1). При кристаллизации в жидкой фазе образу-
ются кристаллы первичного цементита. После затвердевания заэв-
тектические сплавы состоят из первичного цементита и ледебурита.
Ниже линии PSK (727 °С) структура доэвтектических чугунов
состоит из перлита и ледебурита ($П + Ц_2$), а структура заэвтектиче-
ских чугунов — из первичного цементита и ледебурита.

Изломы рассматриваемых чугунов имеют светлый вид, благодаря
наличию белых пластинок цементита, вследствие чего они получили
название «белых».

На рис. 6.5 представлены микроструктуры белых чугунов.

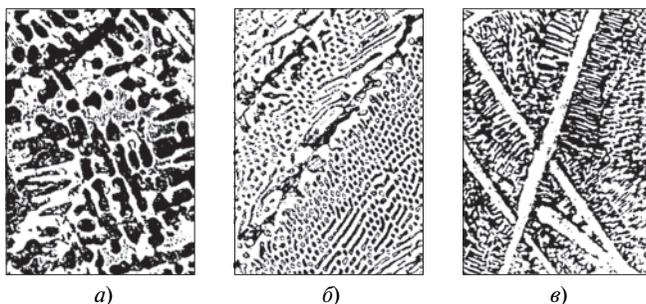


Рис. 6.5. Микроструктуры белых чугунов ($\times 200$):

a — доэвтектического; *б* — эвтектического; *в* — заэвтектического

Доэвтектические, эвтектические и заэвтектические чугуны очень хрупки. Хрупкость этих чугунов объясняется наличием ледебуритной эвтектики, основу которой составляет хрупкая фаза — цементит.

6.3. Критические точки железоуглеродистых сплавов

Открытие критических точек в сталях выдающимся русским ученым-металлургом Д.К. Черновым предопределило развитие научного подхода к изучению диаграммы состояния железо—углерод и разработке основ термической обработки.

Под *критическими точками* понимают температуры, при которых в сплавах устанавливается структурное равновесие или происходят фазовые и структурные превращения. В зависимости от этого различают равновесные и неравновесные критические точки. Наличие критических точек в железоуглеродистых сплавах связано с аллотропическими превращениями железа $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$ и с изменением растворимости углерода в Fe_{γ} .

Критические точки принято обозначать буквой *A* с индексами, состоящими из цифр (1, 2, 3) или букв и цифр, или только букв, указывающих на равновесие или превращение.

В практических условиях значения критических точек при нагревании отличаются от значений критических точек при охлаждении. Это связано с влиянием скоростей нагрева и охлаждения, а также других факторов (легирующих элементов, примесей). К обозначению критических точек добавляется индекс *c* или *r*: *c* — от фр. *chauffage* — нагрев; *r* — от фр. *refroidissement* — охлаждение).

Критическая точка A_1 (первая или нижняя критическая точка), соответствующая температуре равновесия аустенита с перлитом ($A \leftrightarrow П$), расположена на линии PSK диаграммы железо—углерод и равна $727\text{ }^\circ\text{C}$ (см. рис. 6.1). При превращении перлита в аустенит ($П \rightarrow A$) при нагреве первую критическую точку обозначают A_{c_1} , а при обратном превращении $A \rightarrow П$ при охлаждении ее обозначают A_{r_1} .

Критическая точка A_2 (вторая критическая точка или точка Кюри), соответствующая температуре магнитного превращения, находится на линии $MOSK$ диаграммы железо—углерод. На линии MO при содержании углерода в пределах от 0 до 0,5 % Fe_α магнитно при температурах ниже $768\text{ }^\circ\text{C}$ и немагнитно при температурах выше $768\text{ }^\circ\text{C}$. В сплавах, содержащих более 0,5 % углерода, линия магнитного превращения совпадает с ломаной линией OSK . Изменение температуры критической точки A_2 не связано с превращениями структуры, и ее положение не зависит от направления изменения температуры (нагрева или охлаждения).

Критическая точка A_3 (верхняя критическая точка) в равновесных условиях расположена на линии GS диаграммы железо—углерод. При нагреве, когда происходит окончание превращения феррита в аустенит ($\Phi \rightarrow A$), эту точку обозначают A_{c_3} , а при охлаждении, когда начинается обратное превращение $A \rightarrow \Phi$, ее обозначают A_{r_3} .

Таким образом, при равновесных условиях нижняя и верхняя критические точки обозначают соответственно A_1 и A_3 без буквенных индексов. При ускоренном нагреве процесс образования аустенита смещается в область более высоких температур и поэтому значения критических точек A_{c_1} и A_{c_3} могут повышаться относительно соответствующих линий диаграммы железо—углерод PS и GS . Эти явления необходимо учитывать при выборе режимов термической обработки стали.

Критическая точка A_{cm} характеризует равновесие аустенита и вторичного цементита ($A \leftrightarrow Ц_2$) и соответствует линии SE диаграммы железо—углерод. При нагреве, когда происходит окончание растворения вторичного цементита в аустените ($Ц_2 \rightarrow A$) эту точку обозначают $A_{c_{cm}}$, а при охлаждении, когда начинается выделение вторичного цементита из аустенита ($A \rightarrow Ц_2$) ее обозначают $A_{r_{cm}}$.

Критическая точка A_4 характеризует превращение $Fe_\gamma \leftrightarrow Fe_\delta$ и соответствует линии NJ в высокотемпературной области диаграммы железо—углерод (рис. 6.2).

6.4. Углеродистые стали

Углеродистые стали являются основным металлическим конструкционным материалом. Доля углеродистых сталей составляет примерно 90 % всего объема производимых в стране сталей. Углеродистые стали широко применяются в теплоэнергетике для изготовления малонагруженных несущих элементов конструкций, каркасов котлоагрегатов, трубопроводов, сосудов и т.п. Среди основных причин, объясняющих столь широкое применение углеродистых сталей следует отметить следующие: хорошие технологические свойства, удовлетворительное сочетание прочности и пластичности, сравнительно низкая стоимость.

Железо и углерод являются основными компонентами углеродистых сталей. Содержание железа в этих сталях может составлять 97—99,5 %, а содержание углерода — менее 2 %. Однако углерод при небольшом изменении его содержания в стали сильно влияет на ее свойства. Поэтому эти стали получили название углеродистых сталей.

Кроме железа и углерода в углеродистых сталях присутствуют примеси (сера, фосфор, кислород, азот, водород и др.), наличие и количество которых обусловлено способом выплавки стали. Наряду с этим в углеродистых сталях могут появляться и случайные примеси (хром, никель, медь и др.), содержащиеся в исходных шихтовых материалах. Вместе с тем есть и специально вводимые в углеродистые стали примеси (марганец, кремний, алюминий и др.), которые предназначены для снижения количества кислорода.

Влияние углерода и других примесей на свойства углеродистых сталей. Углерод сильно влияет на свойства углеродистых сталей. При увеличении содержания углерода твердость и прочность сталей повышаются, а пластичность и ударная вязкость снижаются (рис. 6.6).

Увеличение твердости и прочности объясняется увеличением содержания в стали перлита, в котором содержится цементит, имеющий высокие твердость и хрупкость. В доэвтектоидных и эвтектоидных сталях цементит распределен в виде тонких пластинок в перлите. Несмотря на хрупкость твердый цементит в сочетании с мягким и пластичным ферритом обеспечивает повышение прочности стали без резкого увеличения ее хрупкости. Таким образом, структурно-свобод-

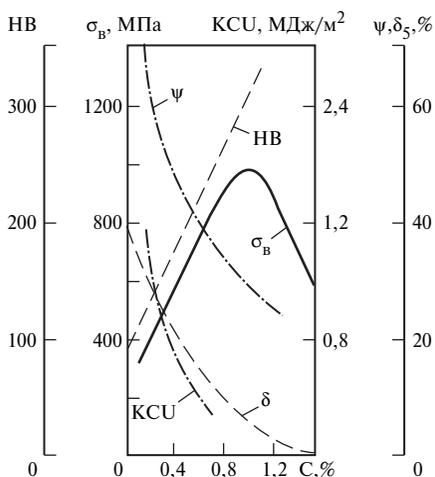


Рис. 6.6. Влияние углерода на механические свойства углеродистой стали

ный феррит обеспечивает пластичность стали, а перлит — ее прочность.

Большинство примесей в углеродистых сталях являются вредными, отрицательно влияют на их свойства, а некоторые оказываются полезными. К вредным примесям относятся сера, фосфор, кислород, азот и водород. Содержание серы не должно превышать 0,04 %, так как она сильно ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость стали. Содержание фосфора не должно превышать 0,035 %, так как он снижает хладостойкость стали, т.е. сильно повышает ее хрупкость при температурах ниже 0 °С. Кислород, азот и водород также повышают хрупкость стали, снижают ее пластичность и особенно ударную вязкость. Неметаллические включения (оксиды, сульфиды, фосфиды и др.) создают в сталях концентрацию напряжений, которая резко снижает ударную вязкость и усталость.

К полезным примесям в углеродистых сталях относятся марганец (0,25—0,8 %) и кремний (до 0,4 %). Эти примеси вводят в сталь для ее раскисления, т.е. для освобождения от лишнего кислорода. Обладая большим сродством с кислородом по сравнению с железом, эти элементы образуют соответствующие окислы по реакциям раскисления:



Закись марганца MnO и диоксид кремния SiO_2 , обладая малыми растворимостью и плотностью, всплывают и отделяются от стали вместе со шлаком.

Классификация и маркировка. Углеродистые стали классифицируют по содержанию углерода, назначению и качеству.

По *содержанию углерода* стали подразделяют на низкоуглеродистые (менее 0,3 %), среднеуглеродистые (0,3—0,7 %) и высокоуглеродистые (более 0,7 %).

По *назначению* углеродистые стали подразделяют на конструкционные и инструментальные.

Конструкционные стали предназначены для изготовления элементов конструкций, деталей оборудования, трубопроводов и т.п., а *инструментальные* — для изготовления режущих, штамповочных и измерительных инструментов. В свою очередь конструкционные стали делят на строительные и машиностроительные. Строительные стали относятся к категории малоуглеродистых сталей. Они обладают хорошей свариваемостью, деформируемостью, но прочность их невысока. Из них изготавливают элементы строительных конструкций и сооружений. Машиностроительные стали чаще бывают среднеуглеродистыми, благодаря чему они обладают более высокой прочностью, чем строительные стали. Механические свойства среднеуглеродистых машиностроительных сталей улучшаются после термической обработки, однако такие стали хуже свариваются и обрабатываются давлением. Эти стали используются в машиностроении для коленчатых и распределительных валов двигателей, болтов, винтов и других деталей.

Инструментальные стали относятся к категории высокоуглеродистых. Они имеют высокие упругость, твердость и прочность и используются для изготовления различного рода инструментов, а также пружин и тросов.

По *качеству* углеродистые стали подразделяют на стали обыкновенного качества, качественные и высококачественные.

Углеродистые стали *обыкновенного качества* делят в зависимости от назначения и свойств на три группы: А, Б, В. Стали группы А поставляют с гарантированными механическими свойствами. Эти стали используют для изготовления изделий, которые не подвергаются горячей обработке давлением, сваркой, термической обработке. Поэтому они сохраняют исходную структуру и механические свойства. Стали группы Б поставляют с гарантированным химическим составом без гарантии механических свойств. Стали этой группы подвергаются горячей обработке, в результате чего исходные структура и

механические свойства изменяются. Для выбора режимов горячей обработки необходимы данные о химическом составе этих сталей. Стали группы В поставляют с гарантированными механическими свойствами и химическим составом. Из этих сталей изготавливают детали и конструкции ответственного назначения.

Согласно нормативным документам углеродистые стали имеют буквенно-цифровую маркировку. Для углеродистых сталей обыкновенного качества первые буквы Б и В указывают группу стали (группа А в обозначении не ставится). Далее следуют буквы Ст, обозначающие слово «сталь», а затем — цифры от 0 до 6, обозначающие номер марки, а не среднее содержание углерода. Буквы, стоящие в конце марки указывают способ раскисления стали: кп — кипящая, пс — полуспокойная, сп — спокойная. Разливка малораскисленной стали сопровождается бурным выделением пузырьков окиси углерода, напоминающим процесс кипения, поэтому такую сталь называют кипящей. При менее бурном процессе раскисления образуется небольшое количество пузырьков окиси углерода, поэтому такую сталь называют полуспокойной или спокойной. Кипящая сталь уступает по качеству спокойной, так как хуже раскислена и содержит больше кислорода.

В зависимости от нормируемых показателей (механических свойств и химического состава) стали групп А, Б и В дополнительно подразделяют на категории. Для группы А существуют категории 1, 2, 3; для группы Б — 1, 2 и для группы В — 1, 2, 3, 4, 5, 6. Номер категории ставится в конце марки стали, например ВСтЗкп2. Для обозначения некоторых марок полуспокойной стали с повышенным содержанием марганца после номера марки ставят букву Г, например ВСтЗГпс.

В табл. 6.3 приведены механические свойства углеродистых сталей обыкновенного качества.

Качественные углеродистые стали широко используются в машиностроении и приборостроении. Например, стали марок 05 кп, 08 кп, 10 кп обладают высокой пластичностью в холодном состоянии и хорошо штампуются. Из этих сталей изготавливают детали сложной формы: крышки, трубки и т.п. Стали марок 15, 20, 25 в нормализованном состоянии применяются для изготовления патрубков, штуцеров, болтов, фланцев, трубчатых пучков, теплообменных аппаратов и других деталей турбин. Стали 35, 45 имеют более высокую прочность, а после термического улучшения у них появляется хороший запас пластичности. Из них изготавливают валы, шатуны, зубчатые колеса и другие детали, воспринимающие циклические нагрузки.

Механические свойства углеродистых сталей обыкновенного качества

Марка	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа, не менее				Относительное удлинение δ_5 , %, не менее		
		толщина, мм						
		до 20	20—40	40—100	более 100	до 20	20—40	более 40
Ст1кп	300—900	—	—	—	—	35	34	32
Ст1пс, Ст1сп	310—410	—	—	—	—	34	33	31
Ст2кп	320—410	215	205	195	185	33	32	30
Ст2пс, Ст2сп	330—430	225	215	195	195	32	31	29
Ст3кп	360—460	235	225	215	195	27	26	24
Ст3пс, Ст3сп	370—480	245	235	225	205	26	25	23
Ст3Гпс	370—490	245	235	225	205	26	25	23
Ст4кп	400—510	255	245	235	225	25	24	22
Ст4пс, Ст4сп	410—530	265	255	245	235	24	23	21
Ст5пс, Ст5сп	490—530	285	275	265	255	20	19	17
Ст5Гпс	450—590	285	275	265	255	20	19	17
Ст6пс, Ст6сп	Не менее 590	315	305	295	295	15	14	12

В обозначениях качественной углеродистой стали не пишутся буквы Ст, а в начале марки приводятся цифры, указывающие среднее содержание углерода в сотых долях процента, и далее могут следовать буквы кп и пс (степень раскисления). Если эти буквы отсутствуют, то это означает, что сталь является спокойной.

Углеродистые инструментальные стали маркируются следующим образом: первая буква У обозначает слово «углеродистая», а далее идут цифры, указывающие среднее содержание углерода в десятых долях процента (а не в сотых долях, как у качественных сталей). При повышенном содержании марганца (0,35—0,58 %) ставится буква Г. Если сталь *высококачественная*, то в конце марки ставится буква А, например У7, У8, У8ГА, У10А.

Таблица 6.4

Механические свойства углеродистых качественных сталей

Марка	Предел текучести σ_T , МПа (кгс/мм ²)	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %
08	196 (20)	320 (33)	33	60
10	205 (21)	330 (34)	31	55
15	225 (23)	370 (38)	27	55
20	245 (25)	410 (42)	25	55
25	275 (28)	450 (46)	23	50
30	295 (30)	490 (50)	21	50
35	315 (32)	530 (54)	20	45
40	335 (34)	570 (58)	19	45
45	355 (36)	600 (61)	16	40
50	375 (38)	630 (64)	14	40
55	380 (39)	650 (66)	13	35
60	400 (41)	680 (69)	12	35

В табл. 6.4 приведены механические свойства углеродистых качественных сталей после нормализации.

6.5. Чугуны

Напомним, что чугунами называются железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода более 2,14 %. Практическое применение получили чугуны, содержащие более 2,5 % углерода. Чугуны являются также как и стали широко используемыми металлическими конструкционными материалами. Однако чугуны существенно дешевле, чем стали. Чугуны обладают более низкой температурой плавления и хорошими литейными свойствами. Поэтому из чугунов можно получать отливки более сложной формы, чем из сталей. Среди других преимуществ чугунов следует выделить достаточно высокие твердость, прочность и износостойкость. Но вместе с тем чугуны обладают низким запасом пластичности и высокой хрупкостью. Из-за низкой пластичности чугуны не обрабатываются давлением. В литой структуре чугунов могут содержаться дефекты в виде ликвационной неоднородности, пор, микротрещин, которые снижают конструкционную прочность.

Чугуны бывают нелегированные и легированные. В нелегированных чугунах кроме железа и углерода содержатся постоянные примеси: кремний, марганец, фосфор и сера. Легированные чугуны кроме примесей содержат специально вводимые легирующие элементы: никель, хром, медь, алюминий, молибден и др. Легируют чугуны в целях обеспечения заданных служебных свойств. Если в них содержится более 4 % кремния и 2 % марганца, то такие чугуны также считаются легированными.

Различают белые, серые, высокопрочные и ковкие чугуны. Следует отметить, что высокопрочные чугуны являются разновидностью серых, но из-за более высоких механических свойств их выделяют в отдельную группу.

В структуре *белых чугунов* весь углерод находится в химически связанном состоянии в виде цементита. Фазово-структурные превращения и микроструктуру белых чугунов можно проследить по диаграмме железо—цементит (см. рис. 6.1). Наличие в структуре белых чугунов большого количества цементита предопределяет их высокую твердость (НВ 450—550), вследствие чего они очень хрупки. Белые чугуны хорошо сопротивляются износу, но плохо обрабатываются резанием. Из отливок белого чугуна получают ковкий чугун путем графитизирующего отжига. В результате отбеленные чугунные отливки имеют поверхностный слой со структурой белого чугуна, а сердцевину — серого чугуна. Поэтому отбеленный чугун используется для изготовления валков прокатных станков, колес, шаров для размола угля в мельницах, тормозных колодок и других изделий, работающих в условиях повышенного износа. Белые чугуны не имеют специальной маркировки.

Наибольшее применение получили чугуны, в структуре которых практически весь углерод находится в свободном состоянии в виде графита. Такие чугуны подразделяют на серые, высокопрочные и ковкие.

Серые чугуны получили такое название по виду излома, который имеет серый цвет, благодаря присутствию графита. Чем больше графита в структуре чугуна, тем темнее его излом.

Серые чугуны неплохо обрабатываются резанием, хорошо сопротивляются износу и трению, быстро гасят вибрации.

В зависимости от металлической основы серые чугуны подразделяют на серый перлитный (рис. 6.7, *а*), серый перлитно-ферритный (рис. 6.7, *б*), серый ферритный (рис. 6.7, *в*). Графит в структуре серых чугунов присутствует в виде пластинок, которые являясь концентраторами напряжений, снижают прочность чугуна при воздействии

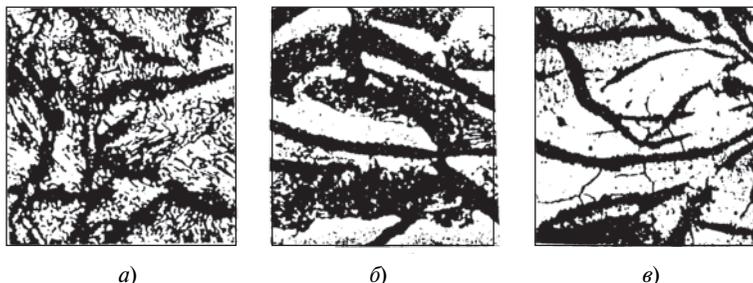


Рис. 6.7. Микроструктуры серых чугунов:
a — перлитного; *б* — перлитно-ферритного; *в* — ферритного

растягивающих нагрузок. Серые чугуны имеют низкие пластичность и вязкость. Однако твердость и прочность при сжатии серых чугунов сопоставимы с этими же свойствами сталей.

Механические свойства серых чугунов можно улучшить повышением прочности металлической основы и изменением количества, формы и размеров включений графита.

В машиностроении наиболее распространены серые перлитно-ферритные и перлитные чугуны, вследствие их более высокой прочности по сравнению с серым ферритным чугуном. Прочность серого чугуна повышается при получении мелкодисперсной перлитной структуры с мелкопластинчатым графитом, равномерно распределенным по сечению отливки. Такую структуру обеспечивает модифицирование чугуна, т.е. введение в жидкий чугун модификаторов (ферросилиция, силикокальция и др.)

Для уменьшения внутренних напряжений крупные отливки сложной формы из серого чугуна подвергают отжигу при температуре 520—550 °С. Для увеличения износостойкости чугунные отливки подвергают закалке и высокому отпуску.

Маркируют серые чугуны буквами СЧ (серый чугун), за которыми следует цифра, указывающая временное сопротивление при растяжении σ_B , кгс/мм², например СЧ 24, СЧ 28, СЧ 32 (см. табл. 6.5).

В структуре *высокопрочных чугунов* графит имеет шаровидную форму. Такая форма графита получается модифицированием чугуна магнием или церием. Шаровидная форма графита снижает концентрацию напряжений по сравнению с пластинчатой формой и поэтому повышает прочность чугуна.

Для улучшения механических свойств высокопрочные чугуны подвергают термической обработке: закалке и отпуску при 500—600 °С.

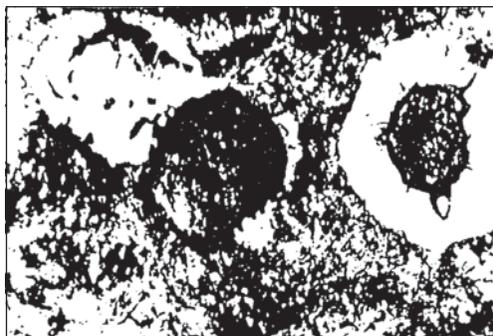


Рис. 6.8. Микроструктура высокопрочного перлитного чугуна

Также применяют отжиг для увеличения пластичности за счет сфероидизации перлита. На рис. 6.8 показана микроструктура высокопрочного перлитного чугуна.

Маркируют высокопрочные чугуны по тому же принципу, что и серые. Вначале марку чугуна обозначают буквами ВЧ (высокопрочный чугун), а затем следует цифра, указывающая временное сопротивление при растяжении, σ_B , кгс/мм², например ВЧ 50, ВЧ 60 (см. табл. 6.5).

Высокопрочные чугуны используются для изготовления корпусов паровых турбин, кузнечно-прессового оборудования, валков прокатных станов и других деталей и изделий.

Ковкий чугун отличается от высокопрочного тем, что в его структуре графит имеет хлопьевидную форму. Если название «высокопрочный чугун» означает более высокую прочность, то название «ковкий чугун» не означает, что чугун можно ковать, а свидетельствует о лучших пластических свойствах.

Получают ковкие чугуны в результате специального графитизирующего отжига доэвтектического белого чугуна. В процессе отжига цементит разлагается с выделением графита, причем графит приобретает хлопьевидную форму. При такой форме графита ковкий чугун приобретает более высокую пластичность, чем серый чугун с пластинчатым графитом.

Применяют два способа графитизирующего отжига. Согласно первому способу отжиг производят при температуре 950—1000 °С (рис. 6.9, а). В результате такого отжига разлагается только цементит ледобурита и металлическая основа чугуна получается перлитной.

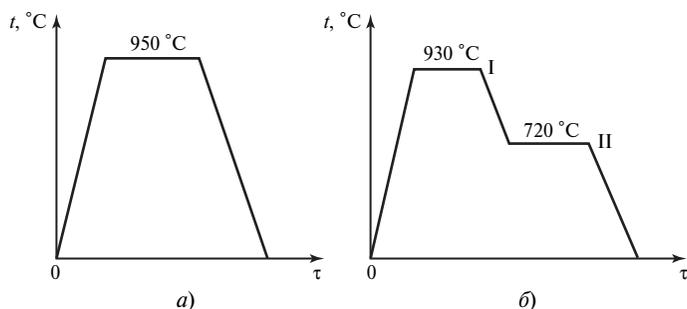


Рис. 6.9. Схемы отжига белого чугуна для получения ковкого перлитного чугуна (а) и ковкого ферритного чугуна (б):

I, II — стадии отжига

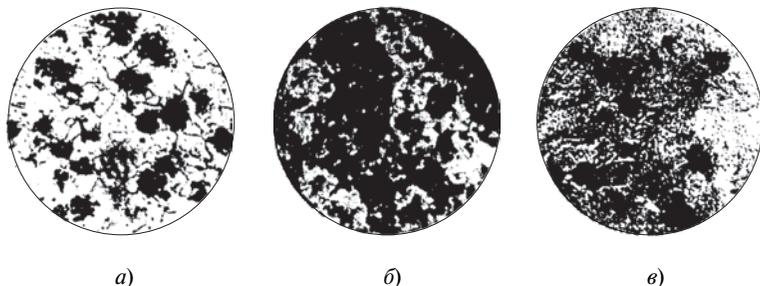


Рис. 6.10. Микроструктуры ковкого чугуна:

а — ферритного; б — ферритно-перлитного; в — перлитного

Такой чугун называют ковким перлитным. Согласно второму способу отжиг проводят в две стадии: первая стадия при температуре $930\text{—}950\text{ }^{\circ}\text{C}$, а вторая — при температуре $720\text{—}740\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 6.9. б). В процессе второй стадии отжига разлагается цементит перлита и металлическая основа чугуна получается ферритной. При неполном разложении перлита получается ферритно-перлитный ковкий чугун.

На рис. 6.10 показаны микроструктуры ковкого чугуна.

Ковкие чугуны маркируют буквами КЧ (ковкий чугун) и двумя цифрами, причем первая цифра указывает временное сопротивление при растяжении, $\text{кгс}/\text{мм}^2$, а вторая — относительное удлинение, %, например КЧ 50-4, КЧ 60-3. В табл. 6.5 приведены механические свойства некоторых марок ковкого чугуна.

Механические свойства некоторых марок серых, высокопрочных и ковких чугунов

Марка	Временное сопротивление σ_B , кгс/мм ²	Относительное удлинение, δ_5 , %	Твердость по Бринеллю, НВ
СЧ 24	24	—	170—240
СЧ 32	32	—	180—250
СЧ 38	38	—	207—270
ВЧ 45	45	—	170—207
ВЧ 50	50	—	187—255
ВЧ 60	60	—	197—270
КЧ 35-10	35	10	163
КЧ 45-6	45	6	241
КЧ 56-4	56	4	270

Контрольные вопросы

1. Назовите компоненты, фазы и структурные составляющие в железоуглеродистых сплавах.
2. Перечислите известные модификации углерода?
3. Что такое феррит, аустенит, цементит?
4. Что такое перлит и ледебурит?
5. Изобразите стальной участок диаграммы железо—углерод
6. При каких температурах и вдоль каких линий диаграммы железо—углерод происходят перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения?
7. Примените правило отрезков для определения содержания перлита и феррита в процентах для углеродистой стали, содержащей 0,5 процента углерода.
8. Какие железоуглеродистые сплавы называются доэвтектоидными, эвтектоидными и заэвтектоидными?
9. Изобразите чугунный участок диаграммы железо—углерод.
10. Назовите критические точки стали. Как их обозначают и где они расположены на диаграмме железо—углерод?
11. Как влияет углерод на механические свойства стали?
12. Как классифицируют и маркируют углеродистые стали?
13. Что такое чугун? Какие типы чугунов Вы знаете?
14. Какова структура высокопрочных и ковких чугунов?
15. Как маркируют чугуны?
16. Какие детали и конструкции теплотехнического оборудования изготавливают из углеродистых сталей и чугунов?

Глава седьмая

ЭЛЕМЕНТЫ ТЕОРИИ И ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК МЕТАЛЛА

Предпосылки для обеспечения заданных механических и технологических свойств металла закладываются не только в процессе его выплавки, но и на стадии технологической обработки при изготовлении деталей и конструкций. На этой стадии в металле могут быть сформированы рациональное внутреннее строение, структурно-фазовый состав и дислокационная структура, от которых зависят требуемые свойства. На практике широко распространены такие технологии обработки металла, которые предусматривают термическое воздействие, приводящее к структурно-фазовому изменению. Типичными видами такой обработки металла являются термическая, химико-термическая и термомеханическая.

Однако, прежде чем перейти к описанию этих видов обработки, рассмотрим превращения, происходящие в стали при нагреве и охлаждении.

7.1. Основные превращения в стали при нагреве и охлаждении в области критических точек

Для обеспечения заданных свойств стали путем термического воздействия необходимо прежде всего нагреть ее до температуры, при которой происходят аллотропические превращения и обусловленные ими важные структурно-фазовые изменения. Основными ориентирами для правильного выбора температуры нагрева являются критические точки стали A_{c1} , A_{c3} .

Вначале рассмотрим превращения, происходящие в эвтектоидной стали при нагреве. Для этого используем левый нижний угол диаграммы железо—цементит (рис. 7.1). Пусть в исходном состоянии структура этой стали состоит из крупнозернистого пластинчатого перлита. Из диаграммы следует, что превращение перлита в аустенит для эвтектоидной стали должно теоретически начинаться при температуре нагрева, равной температуре первой критической точки A_{c1} (727 °С), лежащей на линии *PSK*. Напомним, что аустенит является

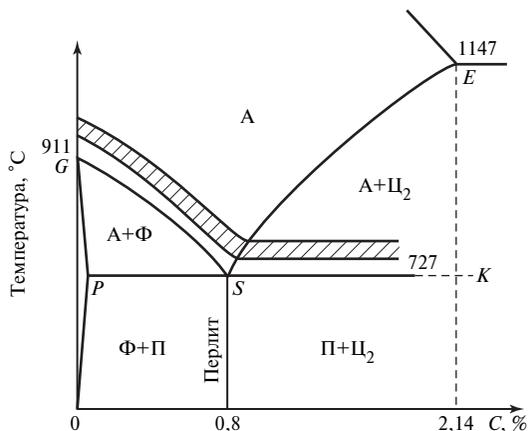


Рис. 7.1. Левый нижний угол диаграммы железо—цементит

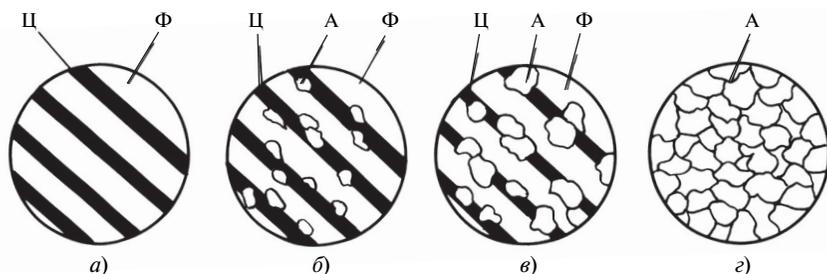


Рис. 7.2. Схема превращения перлита в аустенит:

a — исходная структура перлита; *б* — образование зародышей аустенита; *в* — постепенный рост зерен аустенита; *г* — структура образовавшегося аустенита

твердым раствором внедрения углерода в Fe_γ . Следовательно при температуре A_{c1} происходит аллотропическое превращение $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$, в результате чего образуется более равновесная, чем перлит, фаза аустенита, обладающая меньшим запасом свободной энергии.

Превращение перлита в аустенит начинается с образования зародышей аустенитных зерен на поверхности раздела феррита и цементита (рис. 7.2, *a*). При увеличении времени изотермической выдержки зародыши аустенита постепенно растут (рис. 7.2, *б*). Чем больше температура превышает температуру критической точки A_{c1} , тем значительнее скорость возникновения зародышей аустенита и скорость их роста.

При пластинчатом строении перлита образуется большая поверхность раздела феррита и цементита, что способствует появлению многочисленных центров кристаллизации аустенита. Поэтому независимо от размера исходных зерен перлита зерна образовавшегося аустенита получаются мелкими (рис. 7.2, *з*), что улучшает механические свойства стали.

Если образовавшийся аустенит медленно охладить до температуры ниже точки A_{r_1} , то вновь получится структура перлита, но мелкозернистого в отличие от исходного крупнозернистого.

Далее рассмотрим превращения в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях. Пусть в доэвтектоидной стали исходная структура состоит из крупных зерен перлита и феррита (рис. 7.3, *а*). При нагреве до точки A_{c_1} перлит переходит в аустенит с образованием большого количества мелких зерен аустенита (рис. 7.3, *б*). При этом происходит только частичная перекристаллизация стали.

При увеличении температуры нагрева в интервале $A_{c_1} — A_{c_3}$ количество феррита уменьшается, а количество аустенита увеличивается (рис. 7.3, *в*). Уменьшение феррита в этом интервале температур обусловлено непрерывным переходом Fe_{α} в Fe_{γ} , и только при температуре, равной A_{c_3} происходит полное растворение феррита и образование мелкозернистого аустенита во всем объеме доэвтектоидной стали (рис. 7.3, *г*). На диаграмме железо—углерод выше линии GS , т.е. выше критической точки A_{c_3} находится однофазная область однородного аустенита (см. рис. 7.1). Однако увеличение температуры выше A_{c_3} вызывает в стали рост зерен аустенита. Это объясняется стремлением твердых тел к уменьшению свободной энергии. Более крупные зерна обладают меньшей суммарной поверхностью

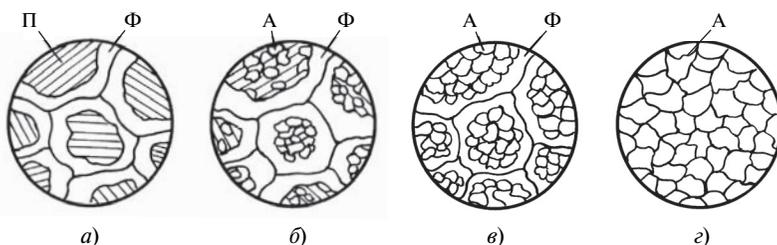


Рис. 7.3. Схема перекристаллизации доэвтектоидной стали при нагреве в области критических точек

зерен и меньшей свободной энергией. Чем выше температура нагрева, тем больше размер зерна. Явление, при котором образуются недопустимо крупные зерна, называется *перегревом* стали. Перегрев отрицательно сказывается на механических свойствах стали. Поэтому превышение температур, соответствующих критическим точкам A_{c_1} и A_{c_3} должно находиться в узком интервале примерно 30—50 °С.

Экспериментально установлено, что такое превышение необходимо, так как даже при обычных скоростях нагрева стали температуры критических точек A_{c_1} и A_{c_3} несколько повышаются. Поэтому для гарантированного получения аустенита необходимо небольшое превышение температур, соответствующих линиям *GS* и *PSK*. При охлаждении крупнозернистого аустенита ниже критических точек образуется крупнозернистый перлит. Устранить крупнозернистость стали можно только повторным нагревом до необходимой температуры. Вместе с тем возможен и недогрев стали, особенно при повышенных скоростях нагрева, которые приводят к неполной перекристаллизации. На диаграмме железо—цементит штриховой полосой выше линии *GS*, ограничены значения температуры нагрева для доэвтектоидных и эвтектоидных сталей (см. рис. 7.1).

Для заэвтектоидной стали ($C > 0,8\%$) перекристаллизация при нагреве происходит следующим образом. В исходном состоянии структура этой стали состоит из перлита и вторичного цементита. При нагреве выше критической точки A_{c_1} (линия *SK*) весь перлит превращается в мелкозернистый аустенит. В этом случае вторичный цементит, имеет вид сетки или мелких зернышек. После нагрева выше точки A_{c_1} структура стали будет состоять из мелкозернистого аустенита и мелких зернышек нерастворившегося цементита, что улучшает механические свойства стали после охлаждения ниже линии *SK*. Если вторичный цементит в виде сетки расчленяет мелкие зерна аустенита, то после охлаждения сталь будет слишком охрупчена. При дальнейшем нагреве заэвтектоидной стали выше линии *SK* в интервале температур $A_{c_1} — A_{c_{cm}}$ происходит процесс растворения вторичного цементита в аустените. Вследствие этого концентрация углерода в аустените непрерывно увеличивается. Однако повышение температуры для растворения избыточного цементита приводит к перегреву стали. Поэтому заэвтектоидная сталь при термической обработке под закалку должна нагреваться также как и эвтектоидная сталь (см. заштрихованную полосу на рис. 7.1).

7.2. Изотермический распад аустенита

Диаграмму изотермических превращений аустенита строят по результатам изотермической выдержки (при заданной постоянной температуре) стальных образцов, предварительно разогретых до состояния аустенита. Рассмотрим построение диаграммы для эвтектоидной стали ($C = 0,8 \%$). Для получения однородного аустенита образцы нагревают примерно до температуры 770°C (выше точки A_{c1}). Затем разогретые образцы опускают в термостаты, температура которых меньше температуры A_{c1} , и выдерживают при этой постоянной температуре (изотерме). Интервал между изотермами для образцов составляет примерно $30\text{—}50^\circ\text{C}$. Превращения в аустените сопровождаются изменениями магнитных, электрических, механических характеристик. Информационными параметрами могут быть магнитные характеристики стального образца, так как аустенит не магнитный, а продукты превращений аустенита (механические смеси феррита и цементита) магнитны. На основе экспериментов для каждой изотермы получают кинетическую кривую в координатах количество превратившегося аустенита—логарифм времени (рис. 7.4). Время откладывается по логарифмической шкале для укорочения последней, так как отчет ведется в секундах. Кинетические кривые начинаются не из начала координат, так как имеет место инкубационный период ($0a_1, 0a_2, \dots, 0a_6$), в течение которого практически не наблюдается превращение аустенита. Из рис. 7.4 следует, что в зави-

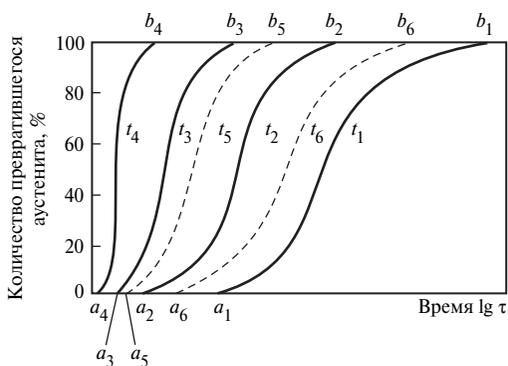


Рис. 7.4. Кинетические кривые превращения аустенита в перлит при разных температурах выдержки

симости от температуры выдержки образца изменяется скорость превращения аустенита. Но вместе с тем для всех образцов скорость превращения снижается после достижения 50 %-го превращения аустенита и постепенно затухает по мере приближения к 100 %-ному превращению. На кинетических кривых точки $a_1, a_2, a_3, \dots, a_6$ соответствуют началу превращения, а точки $b_1, b_2, b_3, \dots, b_6$ — концу превращения аустенита. Примем во внимание, что $t_1 > t_2 > t_3 > \dots > t_6$. При этом можно отметить, что с увеличением степени переохлаждения устойчивость аустенита уменьшается ($0a_1 > 0a_2 > 0a_3 > 0a_4$). Однако при переохлаждении до температур t_5 и t_6 устойчивость аустенита вновь начинает увеличиваться ($0a_4 < 0a_5 < 0a_6$). Это можно объяснить тем, что аналогично зависят от степени переохлаждения число образующихся центров кристаллизации перлита и скорость роста кристаллов (рис. 7.5).

При температурах A_1 (степень переохлаждения равна нулю) и ниже 300°C (степень переохлаждения более 400°C) ч.ц. и с.к. практически равны нулю. Максимальные значения этих параметров будут при температуре $580\text{--}550^\circ\text{C}$ и степени переохлаждения $150\text{--}200^\circ\text{C}$ (см. рис. 7.5).

Зная экспериментальные значения времени в точках $a_1, a_2, a_3, \dots, a_6$ и $b_1, b_2, b_3, \dots, b_6$ при соответствующих изотермах, строят диаграмму изотермических превращений аустенита в координатах

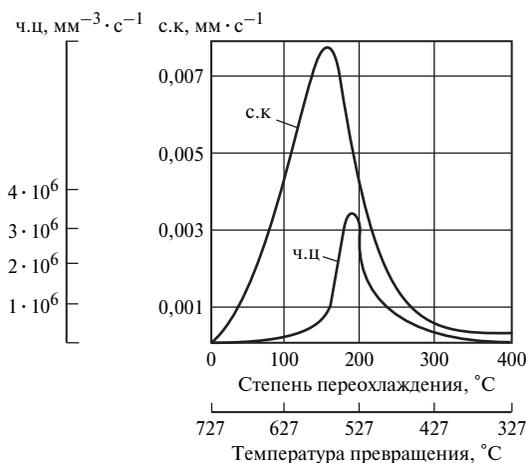


Рис. 7.5. Число центров кристаллизации и скорость роста кристаллов в зависимости от температуры и степени переохлаждения

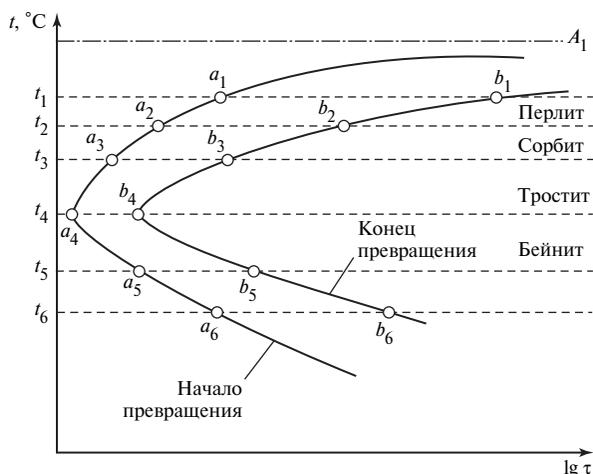


Рис. 7.6. Диаграмма изотермического распада аустенита эвтектоидной стали

температура — логарифм времени (рис. 7.6). Эта диаграмма состоит из двух *C*-образных кривых: кривая, построенная по точкам $a_1, a_2, a_3, \dots, a_6$ является границей начала превращения переохлажденного аустенита, а правая кривая — границей конца превращения.

Диапазоны изотермического превращения аустенита можно разбить на две части, граница между изотермами соответствует выступу на *C*-образных кривых при температуре примерно 550°C . Для анализа характера превращения аустенита в каждой части диаграммы необходимо учесть следующее.

1. Основной причиной аллотропического превращения является стремление сплава обладать минимумом свободной энергии. Следовательно, чем ниже температура переохлажденного аустенита при изотермическом превращении, тем сильнее окажется его склонность к распаду.

2. При температуре ниже точки A_1 ГЦК решетка аустенита должна бездиффузионно перестроиться в ОЦК решетку феррита, способную растворить меньшее количество углерода. Поэтому образовавшийся избыточный углерод должен диффузионно выйти из ОЦК решетки и образовать карбиды железа.

Следовательно интенсивность превращения аустенита и характер образующихся при этом продуктов распада должны зависеть от уровня температуры, определяющей скорость диффузии углерода.

В верхней части диаграммы изотермических превращений аустенита (при температуре выше 550 °С) диффузионные процессы протекают достаточно активно. В связи с этим находившиеся ранее в ГЦК решетке аустенита атомы углерода выходят из образовавшейся ОЦК решетки и обеспечивают формирование ферритной фазы с равновесными (незначительными) содержаниями растворенного в ней углерода. Кроме того, создаются благоприятные условия для образования освободившихся из раствора атомами углерода пластинок карбидной фазы, приобретающих стабильный состав цементита (Fe_3C). Таким образом, для верхней части диаграммы изотермического превращения аустенита характерна реакция $A \rightarrow \Phi + \text{Ц}$, которая означает, что аустенит превращается в смесь равновесных по составу двух фаз: $\Phi + \text{Ц}$.

При постепенном понижении изотерм относительно точки A_1 в верхней части диаграммы снижается интенсивность диффузионных процессов и уменьшается время распада аустенита. Эти два фактора влияют на размеры образующихся при распаде аустенита пластинок феррита и цементита. Чем ниже проходит изотерма, тем меньшие размеры имеют эти пластинки, что отражается на прочности продуктов распада. В связи с этим в диапазоне температур выше температуры выступа S -образных кривых (примерно 550 °С) выделяют три характерные структуры, представляющие собой механическую смесь феррита и цементита: перлит, сорбит и тростит.

Область перлита находится в верхней части диаграммы. В этой области перлит является наиболее крупнопластинчатой грубодисперсной смесью феррита и цементита, обладающей наименьшей твердостью. При небольшом снижении температуры образуется *сорбит*, состоящий из более мелких пластинок феррита и цементита, с более высокой твердостью, чем перлит. При большем снижении температуры (в области, близкой к выступу на S -образной кривой) образуется мелкопластинчатая, тонкодисперсная смесь феррита и цементита (*тростит*), обладающая еще более высокой твердостью.

На рис. 7.7 представлены структуры перлита, сорбита и тростита, образованные при изотермическом распаде аустенита эвтектоидной стали. Следует отметить, что резкой границы между перлитом, сорбитом и троститом не существует. При постепенном снижении температуры имеет место плавный переход одной структуры в другую.

Рассмотрим превращение аустенита ниже выступа S -образных кривых. В этой области резко снижается скорость диффузионных процессов, а образующаяся в результате распада аустенита структура

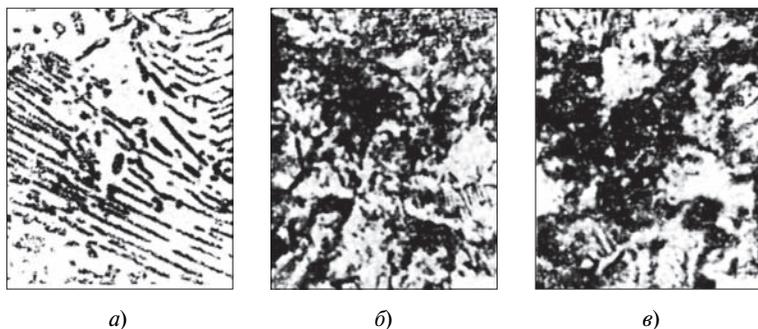


Рис. 7.7. Структуры перлита (а), сорбита (б) и тростита (в)

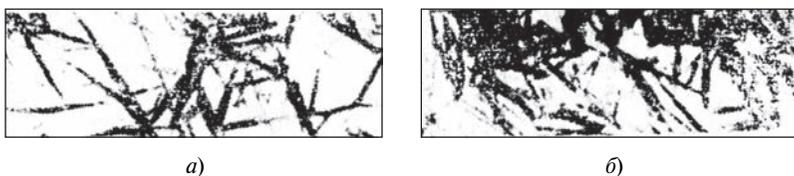


Рис. 7.8. Процесс распада аустенита при 260 °С с образованием структур бейнита: Время превращения, с: 500 (а); 850 (б)

носит название *бейнит*. Размеры бейнита меньше 0,1 мкм, твердость составляет НВ 500.

Основное отличие бейнита от других перлитных структур состоит в содержании углерода в феррите. При температурах выше температуры бейнитного превращения углерод интенсивно выделяется из раствора и феррит содержит 0,01—0,02 % С. При температурах бейнитного превращения (500—250 °С) скорость диффузионных процессов снижается, углерод не успевает полностью выделиться из раствора и его содержание в феррите составляет 0,1—0,2 %.

Из-за уменьшения скорости диффузионных процессов состав образующихся карбидов (цементита) отличается от Fe_3C и представляет собой какие-то промежуточные соединения Fe_xC .

Таким образом, при распаде аустенита в области бейнитного превращения образуется смесь пересыщенного твердого раствора углерода в Fe_α и специфического карбида железа.

На рис. 7.8. показан процесс превращения переохлажденного аустенита в бейнит, имеющего вид острых игл. Иглы состоят из мельчайших пластинок цементита и феррита. С увеличением времени превращения количество игл бейнита возрастает.

7.3. Превращения в аустените при непрерывном охлаждении. Мартенситное превращение

При изотермическом превращении аустенита свойства образующихся продуктов его распада зависят от температуры превращения. Однако при непрерывном охлаждении аустенита важным фактором, влияющим на свойства продуктов распада, является скорость охлаждения, которая в свою очередь зависит от состава и свойств охлаждающей среды. В качестве охлаждающих сред используются вода, минеральное масло, воздух, водные растворы солей и щелочей, расплавы солей, синтетические жидкости и т.п.

При увеличении скорости охлаждения снижается температура распада аустенита на ферритно-цементитную смесь и уменьшается время распада. При этом снижается интенсивность диффузионных процессов и увеличивается число зарождающихся в зернах аустенита центров, из которых вырастают зерна перлита, сорбита или тростита. Повышение скорости охлаждения приводит к уменьшению образующихся пластинок феррита и цементита, что способствует повышению твердости и прочности продуктов распада аустенита.

На рис. 7.9 показано влияние скорости охлаждения на характер продуктов распада аустенита. Чем более круто проходит кривая охлаждения, тем больше скорость охлаждения: $v_1 < v_2 < v_3 < v_4$.

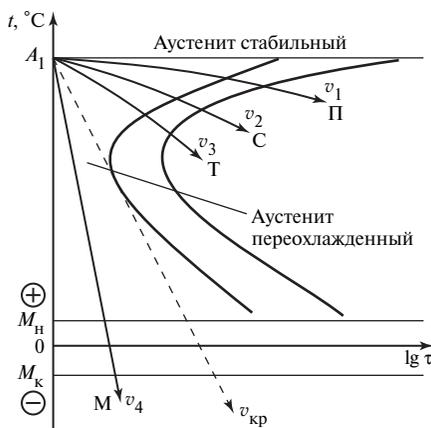


Рис. 7.9. Влияние скорости непрерывного охлаждения аустенита на характер продуктов распада (эвтектоидная сталь $C = 0,8 \%$)

При малой скорости охлаждения v_1 продуктом распада является перлит (П); при скорости v_2 — сорбит (С); при скорости v_3 — тростит (Т). Перечисленные структуры относятся к семейству перлитов (ферритно-цементитных смесей), а различаются степенью дисперсности и физико-механическими свойствами. Однако на уровень физико-механических свойств продуктов распада аустенита влияют не только размеры зерен перлита, но и плотность образующихся при охлаждении дислокаций, а также и уровень остаточных напряжений.

Остаточные напряжения в продуктах распада аустенита являются суммой термических и фазовых напряжений. Термические напряжения возникают при изменении температуры сплава и возрастают с увеличением скорости охлаждения. Фазовые напряжения возникают в процессе превращения аустенита в другие структуры (фазы), различающиеся удельным объемом. Уровень фазовых напряжений также зависит от скорости охлаждения аустенита.

Таким образом, с увеличением скорости охлаждения увеличиваются плотность дислокаций и остаточные напряжения, что приводит к росту твердости и прочности продуктов распада аустенита. Так, если средняя твердость по Бринеллю перлита составляет НВ 200, то твердость сорбита — НВ 250, а тростита — НВ 300.

На рис. 7.9 штриховой линией показана критическая скорость охлаждения $v_{кр}$ (*критическая скорость закалки*). При превышении этой скорости, например при скорости v_4 , аустенит, переохлаждаясь, может превратиться в *мартенсит* (М) — *перенасыщенный твердый раствор внедрения углерода в Fe $_{\alpha}$* . Превращение аустенита в мартенсит происходит в интервале температур M_n — M_k (температур начала M_n и конца M_k превращения) и характеризуется огромной скоростью роста кристаллов мартенсита (более 1000 м/с). В процессе превращения кристаллы мартенсита многократно возникают и перемещаются под углом друг к другу. С помощью микроскопа можно увидеть игольчатую форму этих кристаллов. Поэтому мартенсит называют игольчатым или игольчатой структурой. Высокая скорость роста мартенситных кристаллов приводит к росту плотности дислокаций (до 10^{13} см $^{-2}$), а следовательно и к наклепу. В результате твердость мартенситной структуры высока НВ ≥ 1000 не только за счет перенасыщения кристаллической решетки углеродом и ее искажения, но и за счет наклепа. Однако при этом пластичность мартенсита снижается практически до нуля.

Рассмотрим схему влияния скорости охлаждения на характер превращения аустенита для доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей.

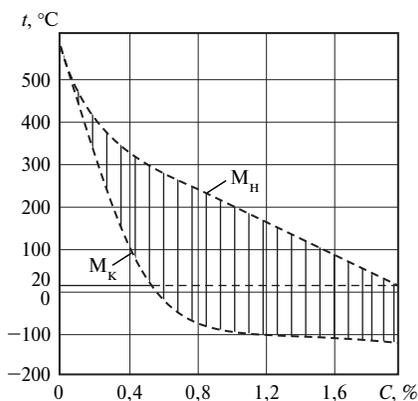


Рис. 7.10. Влияние содержания углерода на температуры начала M_n и конца M_k мартенситного превращения

Стабильность аустенита снижается при уменьшении количества растворенного в нем углерода. Поэтому у доэвтектоидных сталей ($C < 0,8\%$) более высокая критическая скорость закалки $v_{кр}$. Если содержание углерода менее $0,2\%$, то мартенситное превращение практически невозможно. Для доэвтектоидных сталей выступ S -образных кривых смещается влево и поднимается выше температуры $550\text{ }^\circ\text{C}$. Одновременно с этим увеличиваются температуры M_n и M_k . При содержании углерода $0,5\%$ значения температур M_n и M_k находятся выше $0\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 7.10).

Для заэвтектоидных сталей ($C > 0,8\%$) мартенситное превращение происходит в интервале более низких температур. При этом M_n , снижаясь, остается выше $0\text{ }^\circ\text{C}$, а M_k переходит в область отрицательных температур.

7.4. Основные виды и технология термической обработки стали

Термическая обработка состоит в изменении микроструктуры и, следовательно, физико-механических, технологических, служебных и других свойств сплавов в результате превращений, протекающих при нагреве и охлаждении в области твердого состояния. Напомним, что главной физической причиной структурных превращений в стали при нагреве и охлаждении является стремление системы к минимальной свободной энергии. Основными структурами, образующи-

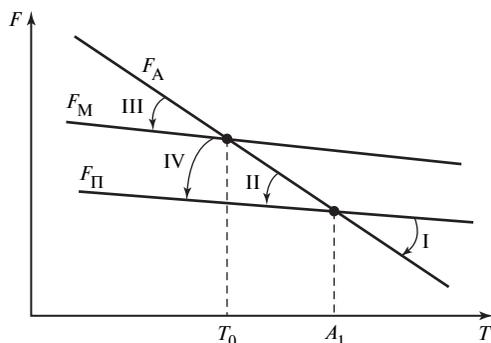


Рис. 7.11. Изменение свободной энергии аустенита, мартенсита и перлита в зависимости от температуры

мися в стали в результате превращений являются аустенит (А), мартенсит (М) и перлит (П). На рис. 7.11 показана схема изменения свободной энергии F этих структур в зависимости от температуры T . На схеме показаны точка A_1 (первая критическая точка), соответствующая пересечению линий свободных энергий аустенита F_A с линией свободной энергии перлита F_P и точка T_0 , соответствующая пересечению линии F_A с линией свободной энергии мартенсита F_M . Температура T_0 является температурой метастабильного равновесия аустенит—мартенсит ($A \rightarrow M$).

Превращения в стали при различных условиях нагрева и охлаждения сводятся к четырем основным структурным превращениям при термической обработке:

I. Превращение перлита в аустенит ($P \rightarrow A$) при температурах выше критической точки $A_1(A_{c_1})$. В этой температурной области аустенит обладает минимальной свободной энергией F_A .

II. Превращение аустенита в перлит ($A \rightarrow P$) при температурах ниже критической точки $A_1(A_{r_1})$, но не ниже температуры T_0 . В интервале температур $A_1—T_0$ перлит обладает минимальной свободной энергией F_P .

III. Превращение аустенита в мартенсит ($A \rightarrow M$) при температурах ниже T_0 . Несмотря на то, что при этих температурах свободная энергия перлита F_P меньше свободной энергии мартенсита F_M , переход аустенита в перлит не происходит. Это объясняется тем, что энергия, необ-

ходимая для образования мартенсита из аустенита, меньше энергии для образования перлита. Третье превращение можно рассматривать как промежуточное в процессе перехода аустенита в перлит.

IV. Превращение мартенсита в перлит ($M \rightarrow P$) практически при любой температуре. Из схемы на рис. 7.11 можно увидеть, что при температуре выше T_0 свободная энергия аустенита F_A меньше свободной энергии мартенсита F_M . Поэтому можно предположить, что в этой температурной области произойдет превращение мартенсита в аустенит. Но такое превращение экспериментально не обнаружено, так как раньше происходит распад мартенсита с превращением его в перлит. Отметим, что перлит не может превратиться в мартенсит, так как при любой температуре мартенсит обладает большей свободной энергией, чем перлит.

Различают предварительную и окончательную термическую обработку.

Предварительной (или промежуточной) термической обработке подвергаются слитки, заготовки, отливки для повышения однородности их структуры и улучшения технологических свойств в соответствии с требованиями последующих стадий технологического процесса (обработкой давлением, резанием и т.п.)

Окончательной термической обработке подвергаются готовые изделия для предания им таких служебных свойств, которые требуются в условиях эксплуатации. В результате окончательной термической обработки стремятся получить наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств сплава, а также придать способность противостоять воздействию высоких температур, коррозии и других эксплуатационных факторов.

Процесс термической обработки в общем случае состоит из нагрева до заданной температуры, выдержки при этой температуре и охлаждения. Регулируя температуру нагрева, длительность выдержки, скорость нагрева и особенно скорость охлаждения, можно целенаправленно изменять структуру и свойства обрабатываемого сплава.

Различают два главных фактора, лежащих в основе термической обработки: аллотропические превращения фаз $\alpha \leftrightarrow \gamma$ при нагреве и охлаждении в области критических точек (A_1 и A_3) с последующей кристаллизацией стали и способность аустенита к переохлаждению, позволяющая получать продукты распада с различным уровнем механических свойств.

Основными видами термической обработки являются: отжиг, нормализация, закалка и отпуск закаленной стали. Каждый из этих

видов имеет свои разновидности в зависимости от целей и условий термической обработки.

Отжиг. Основная цель отжига состоит в получении термодинамического состояния стали с низкой плотностью дислокаций ($10^6—10^7$ см⁻²), невысокой твердостью и достаточно хорошей пластичностью.

Наиболее распространенным видом отжига является *полный* или *обыкновенный* отжиг. Такой отжиг предназначен для снижения твердости стали перед механической обработкой и подготовки ее к окончательной термической обработке, состоящей из закалки и отпуска.

При обыкновенном отжиге сталь нагревают до температуры на 30—50 °С, выше линии *GSK* (критическая точка A_{c_3}), выдерживают при этой температуре до полного завершения структурно-фазовых превращений и охлаждают в камере печи при постепенном отключении источника теплоты (см. рис. 6.1). Заэвтектоидную сталь при отжиге не рекомендуется нагревать выше линии *SE* (критической точки A_{cm}), так как образующаяся при очень медленном охлаждении цементитная сетка вокруг зерен перлита сильно охрупчивает сталь и затрудняет ее механическую обработку. Обыкновенному отжигу подвергаются литые заготовки, имеющие грубозернистую структуру, а также заготовки, прошедшие обработку давлением для исправления структуры.

Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг применяется для устранения в сплавах дендритной ликвации (неоднородности химического состава). Этот отжиг состоит в нагреве до 1000—1100 °С и длительной выдержке в течение 8—10 ч. Высокая температура нагрева активизирует диффузионные процессы в стали, при этом выравнивается ее химический состав и растворяются избыточные карбиды. Диффузионному отжигу, в основном, подвергаются легированные стали, так как скорость диффузии углерода, растворенного в аустените по способу внедрения, многократно выше скорости диффузии легирующих элементов, растворенных в аустените по способу замещения. Поэтому гомогенизация углеродистых сталей происходит в процессе их нагрева, который может вызвать нежелательный рост зерен аустенита. Для устранения крупнозернистости после диффузионного отжига проводится обыкновенный отжиг.

Рекристаллизационный отжиг проводится для устранения наклепа холоднодеформированного металла. В некоторых случаях сильный наклеп металла может привести к резкому снижению пластичности и образованию таких опасных дефектов как микротрещины. Это свя-

зано с тем, что в наклепанном металле из-за увеличения плотности дислокаций, сильных искажений кристаллической решетки и внутренних напряжений образуется большой запас избыточной свободной энергии. Температура нагрева при этом виде отжига на 150—200 °С выше температуры рекристаллизации обрабатываемой стали.

Для устранения наклепа холоднокатаных листов из малоуглеродистой стали отжиг проводится при температуре 680—700 °С. Длительность выдержки нагретого металла при заданной температуре зависит от толщины сечения деталей. Для тонких листов и проволоки она составляет 25—30 мин. В процессе рекристаллизационного отжига по мере нагрева происходят такие явления как аннигиляция противоположных по знаку дислокаций, зарождение и рост новых зерен. При достаточно продолжительной выдержке окончательно формируются новые равновесные зерна за счет старых деформированных. Плотность дислокаций и показатели прочности снижаются, а характеристики пластичности повышаются.

Нормализация. Этот вид термической обработки заключается в нагреве стали до температуры на 30—50 °С выше критической точки A_{c3} с последующим охлаждением на воздухе. Для низкоуглеродистых доэвтектоидных сталей нормализация является эффективным способом термической обработки, так как позволяет за более короткое время при простом режиме охлаждения получить практически те же результаты, что и при отжиге. Однако при нормализации продукты распада аустенита более дисперсные, чем при отжиге, так как охлаждение на воздухе обеспечивает большую скорость охлаждения. Вследствие этого нормализацией можно получить микроструктуру стали в виде тонкого перлита или сорбита. Нормализация заэвтектоидных сталей устраняет грубую сетку вторичного цементита вокруг перлитных зерен, что улучшает ее технологические свойства. Наиболее широко нормализация используется для сортового проката (полосы, прутки, швеллеры и т.п.).

Закалка. Основная цель закалки состоит в повышении твердости стали. В связи с этим к закалке можно отнести термообработку, при которой сталь приобретает неравновесную структуру (сорбит, тростит, мартенсит). Наибольшее повышение твердости можно получить закалкой стали на мартенсит. Поэтому закалка, при которой сталь приобретает структуру мартенсита называется *истинной закалкой*. Такая закалка применяется как предварительная обработка перед следующей за ней обработкой, называемой *отпуском*.

Истинная закалка доэвтектоидной стали происходит при нагреве до температуры на 30—50 °С выше критической точки A_{c_3} с последующим охлаждением со скоростью не ниже критической $v_{кр}$ (см. рис. 7.9).

Для заэвтектоидных сталей температура нагрева при закалке должна быть на 40—60 °С выше критической точки A_{c_1} . После охлаждения образуется структура мартенсита с включениями вторичного цемента.

Критическая скорость закалки $v_{кр}$ влияет на технологическое свойство стали — прокаливаемость, т.е. способность закаливаться на определенную глубину. Чем меньше значение $v_{кр}$, тем на большую глубину от поверхности детали распространяется закалка. Критическая скорость закалки зависит от стабильности аустенита, которая, в свою очередь, определяется количеством растворенного в нем углерода и легирующих элементов. Чем больше углерода и легирующих элементов в стали тем выше ее прокаливаемость.

Прокаливаемость стали характеризуют глубиной проникновения закаленной зоны, которую оценивают расстоянием от поверхности изделия до слоев структуры, состоящей из 50 % мартенсита и 50 % тростита.

Определение прокаливаемости различных марок стали должно быть строго регламентировано массой и размерами образцов, а также условиями их охлаждения. Наибольшее распространение получили методы пробной закалки цилиндрических образцов и торцевой закалки.

Метод пробной закалки. Серию цилиндрических стальных образцов длиной, превосходящей в 4 раза диаметр, закаливают и охлаждают в воде (углеродистые и низколегированные стали) или в масле (среднелегированные стали). Из середины образцов вырезают темплеты (диски), поверхности которых шлифуют. Затем на плоскости диска вдоль двух взаимно перпендикулярных диаметров измеряют твердость и строят графики распределения твердости для каждого образца (рис. 7.12)

На графиках проводят горизонтальную линию на уровне твердости полумартенситной зоны и по ней определяют расстояние h от поверхности до линии распределения твердости. Величина h — показатель прокаливаемости образца при заданном способе охлаждения в процессе закалки. Иногда прокаливаемость характеризуют отношением D/D_n , где D — диаметр образца; D_n — диаметр незакаленной части образца.

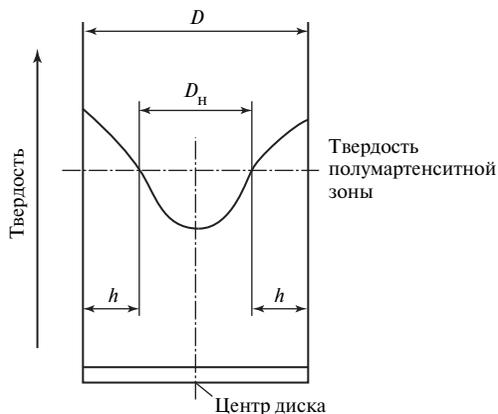


Рис. 7.12. Определение прокаливаемости стали по методу пробной закалки

Метод торцевой закалки применяют для определения прокаливаемости конструкционных углеродистых и легированных сталей. Образец диаметром 25 и длиной 100 мм нагревают и выдерживают в муфельной печи при температуре закалки в течение 30 мин. Затем образец быстро вынимают из печи, вертикально подвешивают на кронштейне в специальном металлическом сосуде и охлаждают с нижнего торца холодной струей воды. После охлаждения вдоль двух диаметрально расположенных образующих образца шлифуют две площадки на глубину 0,2—0,5 мм. Вдоль площадок определяют значения твердости. По результатам измерений строят график распределения твердости (рис. 7.13).

При торцевой закалке скорость охлаждения слоев металла, находящихся вблизи охлаждаемого торца, будет наибольшей по сравнению со скоростью охлаждения других частей образца. Чем больше расстояние от охлаждаемого торца, тем меньше скорость охлаждения. В зависимости от скорости охлаждения изменяется структура стали. При скорости охлаждения больше критической образуется структура мартенсита, а при меньших скоростях охлаждения структура металла может быть троститной, сорбитной или перлитной.

При изменении структуры металла изменяется его твердость. Вблизи охлаждаемого торца образца структура будет мартенситной, а твердость максимальной. Расстояние h_c от охлаждаемого торца до точки пересечения линии, соответствующей твердости полумартенситной зоны, с линией распределения твердости характеризует про-

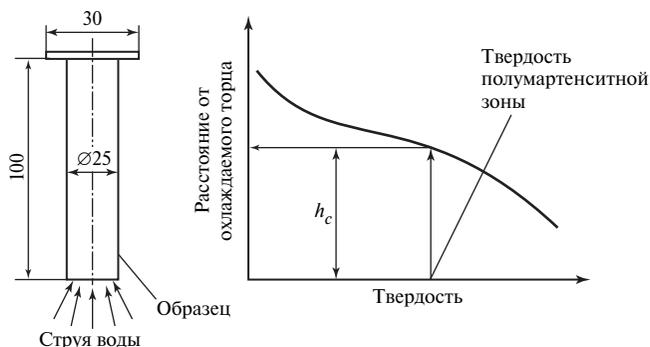


Рис. 7.13. Определение прокаливаемости стали

каливаемость стали (см. рис. 7.13). Чем больше это расстояние, тем выше прокаливаемость стали.

Метод торцевой закалки позволяет сравнить не только прокаливаемость различных сталей, но и определить критический диаметр заготовки $D_{кр}$, т.е. наибольший диаметр заготовки, в центре которой при закалке получается необходимая твердость, соответствующая твердости полумартенситной зоны. Для этого экспериментальным путем получают график зависимости $D_{кр}$ от h_c , по которому определяют критический диаметр заготовки для конкретного материала после его испытания на прокаливаемость.

От резкости охлаждающей среды зависит уровень термических и фазовых напряжений, коробление деталей и вероятность образования закалочных трещин. Деформация и коробление деталей возникают под действием термических и структурных неравномерных напряжений. Для снижения или устранения коробления необходимо более медленное охлаждение стали в области температур мартенситного превращения. Закалочные трещины являются неустраняемыми дефектами, а детали, имеющие трещины, бракуются.

Для деталей небольшого сечения применяется *ступенчатая закалка*. Ее отличие от обычной закалки заключается в том, что после нагрева деталь помещают в охладитель, температура которого на 30—50 °С выше температуры начала мартенситного превращения. В процессе выдержки температура по всему сечению детали выравнивается. Затем деталь охлаждают при постепенном отключении источника тепла. Ступенчатая закалка снижает уровень остаточных закалочных напряжений.

Для увеличения твердости поверхностных слоев применяется *поверхностная закалка*. Распространенным и эффективным способом такой закалки является *закалка токами высокой частоты* (ТВЧ). Нагрев поверхности осуществляется ТВЧ, частота которых составляет 500—1500 Гц. При увеличении частоты тока уменьшается толщина закаленного слоя. Из-за высокой скорости нагрева (в течение 3—5 с) фазовые превращения в стали происходят при более высоких температурах, чем при обычном нагреве. Поэтому при закалке ТВЧ необходимо повышать температуру нагрева. После нагрева изделие немедленно помещается в спреер — специальное охлаждающее устройство. Охлаждающая жидкость разбрызгивается по поверхности изделия. Преимущество закалки ТВЧ заключается в высокой производительности и возможности полной автоматизации процесса при обработке однотипных деталей. Этот вид закалки особенно эффективен для изделий, воспринимающих высокие контактные и знакопеременные нагрузки, в условиях, когда требуются высокая твердость поверхности и мягкая сердцевина (например, зубья шестерен, головки рельсов, шейки коленчатых валов, кулачки распределительных валов и т.п.).

Для повышения качества режущего и измерительного инструментов при закалке используется *обработка холодом*. При закалке в обычных охлаждающих средах в стали наряду с мартенситом сохраняется какое-то количество остаточного аустенита тем большее, чем ниже температура точки M_k . Точка M_k высокоуглеродистых сталей и особенно сталей с высоким содержанием легирующих элементов лежит значительно ниже 0 °С. Поэтому при обычной закалке в этих сталях сохраняется много остаточного аустенита. Это приводит к снижению твердости стали, что нежелательно для режущего инструмента. Поэтому для устранения остаточного аустенита после обычной закалки изделие помещают в холодильную камеру при температуре близкой к температуре M_k (обычно около –80 °С). В результате этого сталь приобретает структуру мартенсита с минимальным содержанием остаточного аустенита. Следует отметить, что при обработке холодом не только повышается твердость стали, но и практически не изменяются размеры изделий при фазовых превращениях малого количества остаточного аустенита, что особенно важно для измерительного инструмента.

Отпуск. Этот вид термической обработки заключается в нагреве закаленной стали до температуры ниже первой критической точки A_{c1} , выдержке при этой температуре с последующем охлаждением

на спокойном воздухе. Основная цель отпуска заключается в уменьшении в закаленной стали остаточных напряжений, снижении твердости и повышении пластичности. При отпуске закаленной на мартенсит стали в ней происходят превращения, приводящие к распаду мартенсита и образованию равномерного структурно-фазового состава. Поскольку температура нагрева стали при отпуске ниже A_{c1} , то в ней не происходят аллотропические превращения. Однако от температуры нагрева зависит степень распада мартенсита и уровень полученных физико-механических свойств обработанной стали. При увеличении температуры отпуска прочность стали снижается, а пластичность повышается. Поэтому в зависимости от требуемых прочностных и пластических характеристик стали выбирается температура нагрева, по которой различают три вида отпуска: низкотемпературный, среднетемпературный и высокотемпературный.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводится при температуре 150—250 °С. При такой температуре в мартенсите происходит только начальная стадия перехода в равновесное состояние из-за низкой интенсивности диффузионного превращения. Мартенсит лишь частично освобождается от пересыщающих его решетку атомов углерода. Поэтому основу мартенсита низкого отпуска составляет все еще пересыщенный твердый раствор углерода в Fe_{α} . Вместе с тем мартенсит низкого отпуска обладает лучшим сочетанием механических свойств, чем мартенсит закалки. В мартенсите отпуска наряду с высокой твердостью проявляется и небольшая пластичность. Низкотемпературному отпуску подвергают режущий и измерительный инструменты, штампы для холодной штамповки и другие изделия, от которых требуется высокая твердость и небольшой запас пластичности и вязкости.

Среднетемпературный (средний) отпуск проводится при температурах 350—470 °С. Такой нагрев обеспечивает завершение распада мартенсита, приводящего к образованию нормальных по составу и строению феррита и цементита. Однако вследствие все еще недостаточной интенсивности диффузионных процессов, размер зерен образующихся фаз оказывается очень малым. Образующуюся структуру стали при среднем отпуске называют *троститом отпуска* (рис. 7.14, а). В отличие от тростита закалки в тростите отпуска цементит имеет форму мельчайших зерен, а не пластинок, что обеспечивает высокую вязкость. В результате среднего отпуска сталь приобретает высокий предел упругости в сочетании с удовлет-

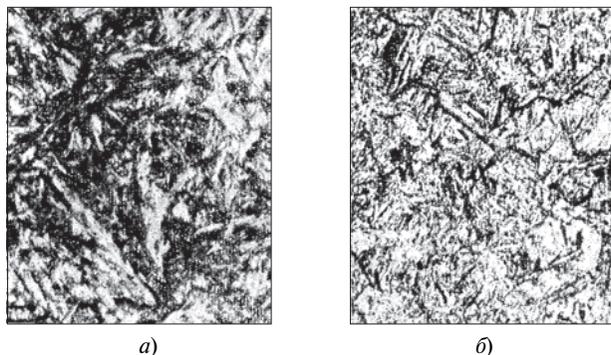


Рис. 7.14. Микроструктуры стали 45 после отпуска:

а — отпуск при температуре 400 °С (тростит отпуска); *б* — отпуск при температуре 550 °С (сорбит отпуска)

ворительной вязкостью. Среднему отпуску подвергаются пружины, рессоры и другие изделия.

Высокотемпературный (высокий) отпуск проводится при температуре 500—650 °С. При таком нагреве увеличиваются диффузионные процессы и происходит образование более крупных, чем у тростита отпуска зерен феррита и цементита. При таких условиях снижается плотность дислокаций и почти полностью устраняются остаточные напряжения. Образующаяся при высоком отпуске структура называется *сорбитом отпуска* (рис. 7.14, б). Эта структура имеет максимальную вязкость и удовлетворительную прочность. Такие механические свойства сталей необходимы для деталей машин и конструкций, работающих в условиях динамических и циклических нагрузок. Поэтому термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска называют *термическим улучшением*.

Отпуск при более высоких температурах нецелесообразен вследствие чрезмерного роста зерен цементита, что приводит к образованию зернистого перлита и как следствие, к снижению прочности и вязкости стали.

Характер изменения механических свойств стали в зависимости от температуры отпуска показан на рис. 7.15. При увеличении температуры отпуска происходит резкое уменьшение прочности и увеличение пластичности.

Существенным недостатком термической обработки отпуском, который проявляется в снижении ударной вязкости конструкционных сталей, является *отпускная хрупкость*. Различают отпускную хруп-

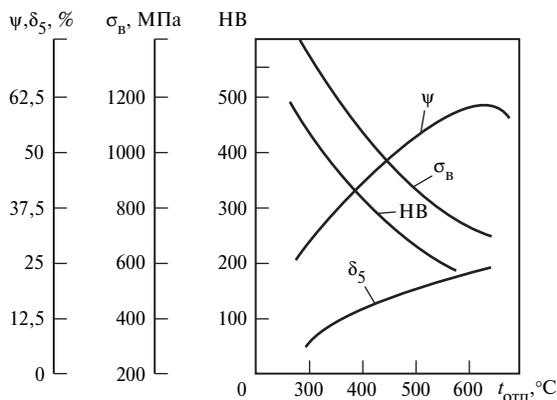


Рис. 7.15. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 40

кость первого и второго рода. Отпускная хрупкость *первого рода* проявляется в углеродистых и легированных сталях при температуре примерно равной 300 °С. Причиной этого вида хрупкости является неравномерность процесса распада отпускного мартенсита. По границам зерен этот распад идет быстрее, чем по телу зерна, что приводит к возникновению концентрации напряжений у границ зерен и, как следствие, к охрупчиванию стали. При повторном нагреве охрупченной стали отпускная хрупкость первого рода не проявляется и поэтому ее называют *необратимой*.

В отличие от отпускной хрупкости первого рода отпускная хрупкость *второго рода* является *обратимой*. Проявляется она в некоторых легированных сталях при температурах 450—650 °С в процессе медленного охлаждения после высокого отпуска. Считается, что обратимая отпускная хрупкость возникает из-за обеднения границ зерен легирующими элементами и выделения дисперсных включений карбидов.

Диффузия фосфора из внутренних объемов зерен к их границам приводит к охрупчиванию границ и снижению ударной вязкости стали. Этому также способствуют включения хрома и марганца.

Таким образом, при выборе марки стали, режимов отпуска и температуры эксплуатации необходимо учитывать склонность стали к проявлению отпускной хрупкости.

7.5. Химико-термическая обработка

Химико-термическая обработка (ХТО) заключается в химическом и термическом воздействиях в целях изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя металла. При этом происходит поверхностное насыщение металла соответствующим элементом в процессе его диффузии в атомарном виде из жидкой, твердой или газовой среды при высокой температуре. Химико-термическая обработка повышает надежность и долговечность деталей и конструкций, работающих в условиях износа, коррозии, эрозии, циклических нагрузок и высоких температур.

Процесс ХТО включает в себя следующие основные стадии:

- образование активных атомов в насыщающей среде и диффузию их к поверхности обрабатываемого металла;
- абсорбцию активных атомов поверхностью насыщения;
- диффузию адсорбированных атомов вглубь поверхностного слоя;
- термическую обработку.

Основным физическим процессом при ХТО является диффузия, в результате которой образуется диффузионный слой, отличающийся от исходного химическим составом, структурой и свойствами. Металл, находящийся под диффузионным слоем вне действия насыщающей среды, называется *сердцевинной*. Наименьшее расстояние от поверхности детали до сердцевины составляет толщину диффузионного слоя.

Толщина диффузионного слоя зависит от температуры и продолжительности насыщения, а также от концентрации диффундирующего элемента. Если процесс насыщения проходит при постоянной температуре ($T = \text{const}$), то зависимость толщины диффузионного слоя h от времени τ является параболической:

$$h = k\tau^2,$$

где k — постоянный коэффициент.

Толщина диффузионного слоя в зависимости от температуры T при постоянном времени насыщения ($\tau = \text{const}$) изменяется по экспоненте:

$$h = k_1 e^{-Q/RT},$$

где k_1 — коэффициент; Q — энергия активации, необходимая для перехода атома из одного положения в решетке в другое; R — газовая постоянная.



Рис. 7.16. Классификация способов ХТО в зависимости от насыщающих элементов

Способы ХТО различаются в зависимости от насыщаемого элемента или элементов (рис. 7.16).

В промышленности наибольшее распространение получили такие виды химико-термической обработки как цементация, азотирование и нитроцементация.

Цементацией (науглероживанием) называют ХТО, заключающуюся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом при нагревании в карбюризаторе. Процесс цементации проходит при температурах выше температуры критической точки A_{c3} (900—950 °С), когда устойчив аустенит, растворяющий углерод в большом количестве. Цементации подвергаются детали из низкоуглеродистых ($C = 0,1 \div 0,18 \%$) и среднелегированных сталей (15Х, 18ХГТ, 20ХНМ, 15ХГН2ТА и др.). Сердцевина деталей из таких сталей не насыщается углеродом при цементации для сохранения более высокой вязкости.

В зависимости от расстояния от поверхности детали цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода. В структуре этого слоя от поверхности к сердцевине можно выделить три зоны (рис. 7.17):

1. Заэвтектоидная зона, состоящая из перлита (П) и вторичного цементита ($Ц_2$).
2. Эвтектоидная зона, состоящая из перлита (П).
3. Доэвтектоидная зона, состоящая из перлита (П) и феррита (Ф).

Концентрация углерода в поверхностном слое должна составлять 0,8—1,0 %. В некоторых случаях для повышения сопротивления контактной усталости количество углерода может быть увеличено до 1,1—1,2 %. Однако при более высокой концентрации углерода на

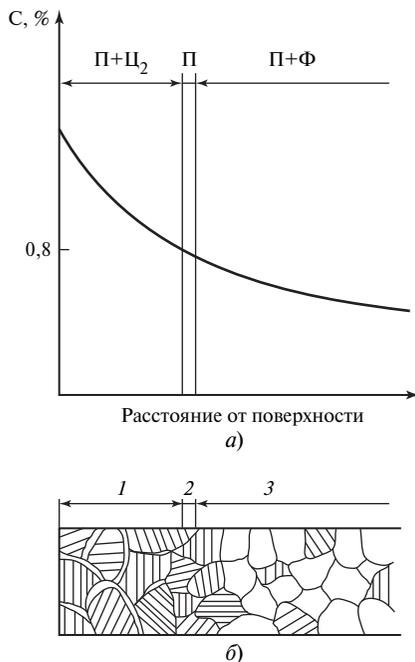


Рис. 7.17. Изменение концентрации углерода (а) и схема микроструктуры в цементованном слое (б) в зависимости от расстояния от поверхности детали

поверхности образуется грубая цементитная сетка, что ухудшает механические свойства цементованной детали.

Цементацию деталей проводят в твердых, жидких и газовых карбидообразующих средах. Наиболее производительной является газовая цементация, при которой используется природный газ, состоящий, в основном, из метана (CH_4) и пропанобутановых смесей, а также жидких углеводородов. Основной реакцией, обеспечивающей науглероживание, является диссоциация метана: $\text{CH}_4 \rightarrow 2\text{H}_2 + \text{C}_{\text{ат}}$. Процесс цементации проходит при температуре $910\text{—}930\text{ }^\circ\text{C}$ в течение $6\text{—}12$ ч. Общая толщина цементованного слоя может составлять $0,8\text{—}3,0$ мм.

После цементации для получения необходимых свойств стали проводят термическую обработку — закалку с низким отпускком. Термическая обработка необходима для того, чтобы улучшить структуру стали и изменить зерно сердцевины и цементованного слоя, обеспечить высокую твердость цементованного слоя и хорошие свойства

сердцевины. Закалку цементованных сталей проводят при температуре 820—850 °С. При этом поверхностный слой приобретает износоустойчивую структуру мартенсита с включением карбидов, а низкоуглеродистая сердцевина детали оказывается достаточно вязкой, приобретая ферритно-мартенситную структуру для легированной стали или ферритно-сорбитную для углеродистой стали.

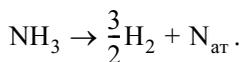
После закалки проводят низкий отпуск цементованного изделия при температуре 160—180 °С. В процессе отпуска мартенсит закалки в поверхностном слое переходит в отпущенный мартенсит, уменьшающий остаточные напряжения и улучшающий механические свойства.

В результате термической обработки твердость поверхностного слоя цементованных изделий составляет HRC 58—63, а твердость сердцевины — HRC 30—45. Чаще всего цементации подвергают шестерни различных механизмов для повышения их долговечности.

Азотированием называется ХТО, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали азотом при нагреве в соответствующей среде. Перед азотированием сталь подвергают термической обработке — закалке и высокому отпуску. Температура отпуска после закалки должна превышать температуру азотирования.

Азотированию подвергаются легированные стали, содержащие хром, молибден, ванадий и другие элементы, способные образовывать с азотом очень твердые и термостойкие нитриды. Углеродистые стали азотируются реже, так как нитриды железа недостаточно тверды.

Азотирование проводят при температуре 500—600 °С, которая ниже температуры при цементации. Основная реакция, проходящая при этом на поверхности детали — реакция диссоциации аммиака:



Выделяющийся атомарный азот адсорбируется поверхностью металла и диффундирует в его кристаллическую решетку, образуя различные фазы.

На диаграмме состояния железо—азот (рис. 7.18) показаны следующие фазы: α -фаза — твердый раствор азота в Fe_α (азотистый феррит); γ -фаза — твердый раствор азота в Fe_γ (азотистый аустенит), который образуется при температуре выше эвтектоидной (591 °С); γ' -фаза — твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N ; ε -фаза — твердый раствор на основе нитрида железа Fe_{2-3}N .

Как следует из диаграммы состояния Fe—N при температуре ниже эвтектоидной диффузионный слой при азотировании состоит

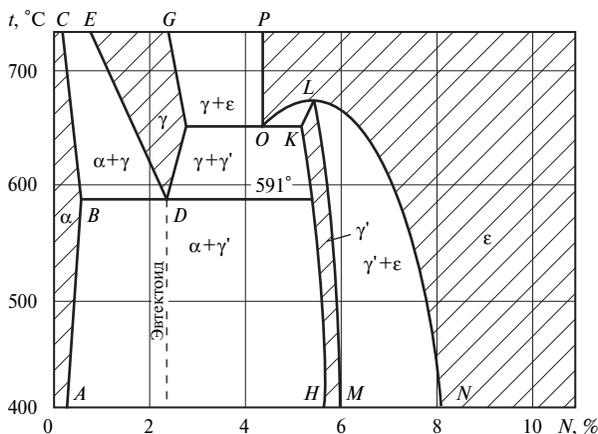


Рис. 7.18. Диаграмма состояния Fe—N

из трех слоев: $\epsilon + \gamma' + \alpha$. Основной вклад в твердость общего диффузионного слоя вносит нижний α -слой; γ' -слой очень тонкий; ϵ -слой непрочный и хрупкий.

При температуре азотирования выше эвтектоидной диффузионный слой состоит из следующих фаз: $\epsilon + \gamma' + \gamma + \alpha$. При медленном охлаждении азотистый γ -аустенит распадается на эвтектоид: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$, а при быстром охлаждении претерпевает мартенситное превращение.

При азотировании легированных сталей образуются легированные фазы. Легирующие элементы образуют специальные нитриды, которые, выделяясь в мелкодисперсном состоянии, повышают твердость азотированного слоя.

В результате азотирования поверхностный слой стали приобретает высокие твердость, коррозионную стойкость и износостойкость. По этим показателям азотированные стали превосходят цементованные, однако из-за повышенной хрупкости азотированный слой хуже противостоит ударным нагрузкам.

Азотированию подвергают детали арматуры, турбин, гильзы цилиндров двигателей внутреннего сгорания, шестерни, штампы и другие изделия.

Цианированием называется ХТО, заключающаяся в одновременном диффузионном насыщении поверхностного слоя стали атомами углерода и азота. Цианирование можно проводить в твердой, жидкой и газообразной средах. Процесс цианирования в газовой среде называют *нитроцианированием*.

Другие виды химико-термической обработки. Из схемы на рис. 7.16 следует, что при ХТО диффузионное насыщение может происходить диффузией атомов неметаллов, металлов или совместно металлов и неметаллов.

Выше были рассмотрены виды ХТО (цементация, азотирование, цианирование), при которых насыщение диффузионного слоя происходит диффузией атомов неметаллов (углерода, азота). Однако в промышленности распространены такие виды ХТО, при которых происходит процесс диффузионного насыщения атомами металлов. Такие виды ХТО называют *диффузионной металлизацией*. Примером диффузионной металлизации является *хромирование* (насыщение хромом). Отметим, что диффузионная металлизация в зависимости от насыщаемого металла также позволяет повысить такие свойства сталей и сплавов как износостойкость, коррозионно-эрозийная стойкость, окалиностойкость и др.

Диффузионную металлизацию проводят в твердых, жидких или газообразных средах. При металлизации диффузионные слои получаются значительно тоньше, чем, например при цементации. Это объясняется тем, что диффузия металлов происходит медленней, чем диффузия углерода и азота. Поэтому процесс металлизации является длительным. Однако, несмотря на это, после металлизации абсорбированный слой металла приобретает особые свойства, необходимые при эксплуатации в условиях агрессивных сред и высоких температур, например, значительно повышается жаростойкость сталей при хромировании и алитировании. Эти виды металлизации используются при обработке деталей, изготовленных из углеродистых сталей и предназначенных для эксплуатации при высоких рабочих температурах. Последнее обстоятельство особенно важно учитывать при изготовлении деталей и конструкций, работающих в теплоэнергетических установках. Диффузионной металлизации подвергают детали паросилового оборудования, пароводяной арматуры, клапанов и т.п.

7.6. Термомеханическая обработка

Термомеханическая обработка (ТМО) состоит в совмещении пластической деформации нагретого металла с последующей обычной термической обработкой. Преимущество ТМО по сравнению с обычной термической обработкой заключается в том, что при повышении прочности не происходит резкого снижения пластичности и вязкости металла. Например, для стали, прошедшей ТМО, ударная вязкость выше в 1,5—2 раза ударной вязкости той же стали после закалки с низким отпуском.

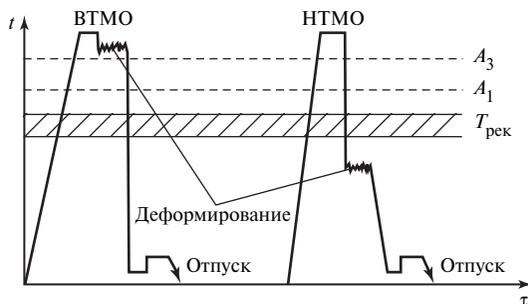


Рис. 7.19. Схема проведения ВТМО и НТМО

В зависимости от температуры, при которой металл пластически деформируют, различают высокотемпературную (ВТМО) и низкотемпературную (НТМО) термомеханическую обработку. Рассмотрим режимы этих видов ТМО для сталей.

Высокотемпературная обработка состоит в деформировании стали, предварительно разогретой до аустенитного состояния, при температуре выше температуры рекристаллизации (выше критических точек A_1 и A_3 (рис. 7.19). Затем проводят закалку и низкий отпуск. Величина пластической деформации составляет 20—30 %. Высокотемпературная обработка особенно эффективна для сталей, в которых происходит мартенситное превращение.

Низкотемпературная термомеханическая обработка состоит в деформировании аустенита при температуре ниже температуры рекристаллизации (ниже критических точек A_3 и A_1) с последующими закалкой и низким отпуском. При НТМО деформируют переохлажденный аустенит при температуре 450—500 °С. Величина деформации составляет 75—90 %, что позволяет получить более высокие показатели твердости и прочности.

При обоих видах ТМО превращения в сталях происходят после пластической деформации. В процессе пластической деформации аустенита происходит дробление его блоков и зерен, увеличивается плотность дислокаций. После закалки деформированного аустенита образуются более мелкие пластинки мартенсита, что улучшает вязкость стали.

Таким образом, «последствия» предварительного наклепа аустенита передаются мартенситу в виде дополнительных дислокаций, которые складываясь с дислокациями, возникающими при мартенситном превращении, создают более плотную дислокационную

структуру. Однако в этом случае более высокая плотность дислокаций не приводит к возникновению трещин при закалке, благодаря поэтапному формированию дислокационной структуры. При последующем низком отпуске ускоряется начальный этап распада мартенсита, что снижает уровень остаточных напряжений.

Экспериментально подтверждено, что сталь после ТМО помимо высокой прочности приобретает целый комплекс улучшенных показателей механических свойств: трещиностойкость, выносливость, критическую температуру хрупкости и др.

Термомеханическая обработка обладает эффектом «наследственности», заключающимся в том, что при проведении обычной термической обработки сталь, предварительно прошедшая ТМО, сохраняет улучшенные приобретенные свойства.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные превращения в стали при нагреве и охлаждении в области критических точек.
2. Изобразите структурную схему превращения аустенита в перлит.
3. Изобразите схему диаграммы изотермического распада аустенита эвтектоидной стали.
4. Что такое сорбит, тростит, бейнит и в чем их различия?
5. Что такое мартенсит и как происходит мартенситное превращение?
6. Как влияет содержание углерода на температуры начала и конца мартенситного превращения?
7. Дайте определение отжигу и нормализации.
8. Что такое закалка и отпуск стали и какова их цель?
9. Какие Вы знаете методы определения прокаливаемости стали и в чем они заключаются?
10. Как влияет температура отпуска на структуру и механические свойства закаленной стали?
11. В чем состоит химико-термическая обработка стали?
12. Что такое азотирование и цианирование стали?
13. Какие виды диффузионной металлизации Вы знаете?
14. Как выполняется термомеханическая обработка металла и чем она отличается от обычной термической обработки?

Глава 8
**ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ ЛЕГИРОВАНИЯ.
КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА
ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

8.1. Понятие о легировании

Легирование — это процесс введения в сталь химических элементов в заданных концентрациях в целях изменения ее строения и свойств. Вводимые химические элементы называются *легирующими элементами*. Стали, в которые вводят легирующие элементы, называются *легированными сталями*; они являются основным конструкционным материалом оборудования и трубопроводов ТЭС.

Основными легирующими элементами являются хром (Cr), никель (Ni), молибден (Mo), вольфрам (W), ванадий (V), кобальт (Co), титан (Ti), медь (Cu), бор (B), ниобий (Nb), цирконий (Zr).

В отличие от легирующих элементов в сталях могут быть примеси различного происхождения. Эти примеси подразделяют на постоянные, скрытые и случайные.

К *постоянным примесям* относят марганец (Mn), кремний (Si) и алюминий (Al), которые применяются в качестве раскислителей при производстве сталей, а также серу (S) и фосфор (P), от которых невозможно полностью избавиться при производстве сталей. Постоянные примеси составляют: 0,3—0,7 % Mn; 0,2—0,4 % Si; 0,01—0,02 % Al; 0,01—0,04 % S; 0,01—0,05 % P.

Скрытыми примесями являются кислород, водород и азот, которые присутствуют в сталях в малых количествах. Определять наличие этих примесей сложно и поэтому в технических условиях их содержание не приводится.

К *случайным примесям* относят примеси, попадающие в сталь из шихтовых материалов или случайно, например мышьяк, олово, цинк, сурьму, свинец и др.

Следует отметить, что углерод, содержащийся как компонент в легированных сталях и оказывающий значительное влияние на их свойства, не относится ни к легирующим элементам, ни к примесям.

Легированные стали обладают лучшими химическими и физико-механическими свойствами по сравнению с углеродистыми. Они имеют более высокие характеристики жаропрочности, жаростой-

кости, коррозионной стойкости, износостойкости, трещиностойкости. Необходимый уровень механических свойств легированных сталей формируется в результате оптимальных режимов термической обработки. Эти стали закаляются с охлаждением в масле или на воздухе и обладают более высокой прокаливаемостью, чем углеродистые стали.

8.2. Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения в сталях

Легирующие элементы присутствуют в стали либо в твердом растворе на основе α -железа (α -фаза) или γ -железа (γ -фаза), либо в виде соединений с углеродом (карбидов), азотом (нитридов), железом или другими металлами (интерметаллидов). Все легирующие элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования его полиморфных превращений $\alpha \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$. На диаграммах состояния железо—легирующий элемент точки A_3 и A_4 , соответствующие полиморфным превращениям, сдвигаются по температурной шкале. По влиянию на температурный интервал полиморфных превращений и, как следствие этого, на вид диаграммы состояния железо—легирующий элемент легирующие элементы подразделяют на две группы. К *первой группе* относятся легирующие элементы (Ni, Mn, Co и др.), которые снижают температуру точки A_3 и повышают температуру точки A_4 . Элементы этой группы называют *аустенитообразующими*, так как они расширяют область существования γ -фазы. При концентрации легирующего элемента первой группы равной или большей k_1 (рис. 8.1, а) структура сплавов от температуры конца кристаллизации до комнатной представляет собой твердый раствор легирующего элемента в γ -железе (легированный аустенит). Поэтому такие стали и сплавы называются *аустенитными*.

При концентрации легирующего элемента менее k_1 образуется двухфазная область ($\alpha + \gamma$), а еще при меньшей концентрации — однофазная область α .

Ко *второй группе* относятся легирующие элементы (Cr, Si, Mo, V и др.), которые снижают температуру точки A_4 и повышают температуру точки A_3 (рис. 8.1, б). Элементы этой группы называют *ферритообразующими*, так как они расширяют область существования α -фазы. При концентрации легирующего элемента второй группы равной или большей k_2 структура сплавов от температуры конца

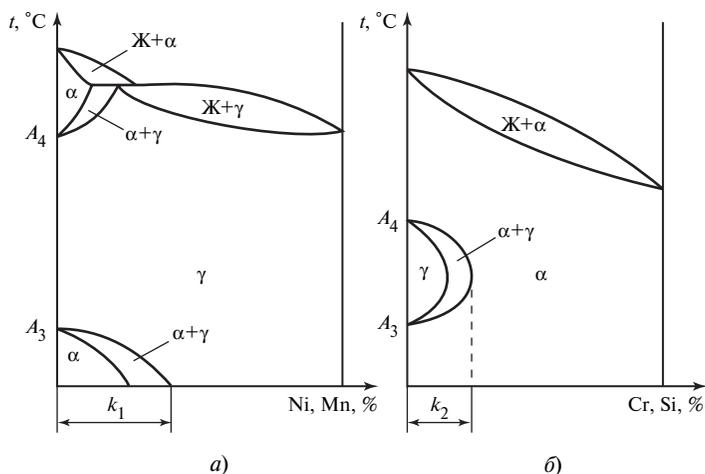


Рис. 8.1. Схемы диаграмм состояния железо—легирующий элемент:
 а — аустенитообразующие элементы; б — ферритообразующие элементы

кристаллизации до комнатной состоит из твердого раствора легирующего элемента в α -железе (легированный феррит). Такие стали и сплавы называют *ферритными*. При концентрации легирующего элемента менее k_2 образуется двухфазная область $\alpha + \gamma$, а еще при меньшей концентрации — однофазная область γ .

8.3. Влияние легирующих элементов на свойства феррита

Легирующие элементы, растворяясь в α -железе, образуют твердые растворы замещения атомов железа атомами легирующих элементов. Атомы этих элементов отличаются от атомов железа размерами и строением. Легирующие элементы, у которых радиусы атомов меньше радиусов атомов железа, уменьшают параметр решетки и наоборот. В любом случае происходит искажение кристаллической решетки, что приводит к увеличению твердости и прочности легированного феррита и снижению его пластичности. Вместе с этим при определенном содержании легирующих элементов происходит снижение ударной вязкости.

На рис. 8.2 приведены зависимости твердости по Бринеллю НВ и ударной вязкости КСЧУ феррита от содержания растворенных в нем различных легирующих элементов. Однако влияние легирующих

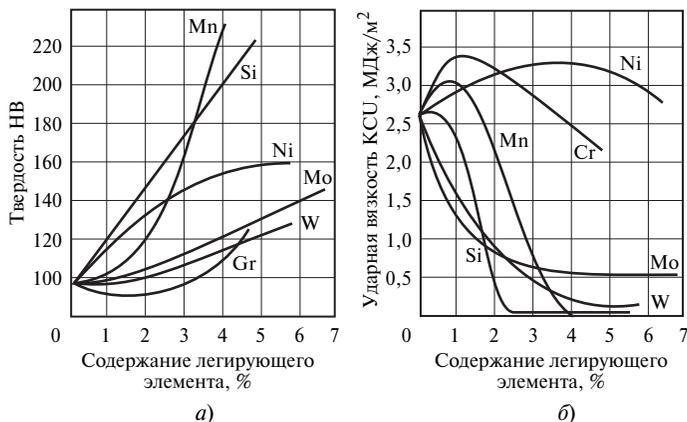


Рис. 8.2. Влияние легирующих элементов на свойства феррита:

a — изменение твердости; *б* — изменение ударной вязкости

элементов неоднозначно. Из рис. 8.2, *a* следует, что хром, молибден и вольфрам упрочняют феррит в меньшей степени, чем никель, кремний и марганец. На рис. 8.2, *б* показано, что молибден, вольфрам, а также марганец, кремний и хром (при содержании последних более 1 %) снижают ударную вязкость феррита. Однако при содержании марганца, кремния и хрома до 1 % ударная вязкость несколько повышается. С увеличением содержания никеля до 3 % ударная вязкость также несколько повышается, а затем при последующем увеличении содержания никеля происходит постепенное ее снижение до первоначального уровня. Неоднозначное изменение ударной вязкости можно объяснить тем, что она является сложной механической характеристикой, зависящей не только от атомно-кристаллической структуры, но и от соотношения уровней прочности и пластичности легированного феррита.

Для безопасной эксплуатации конструкций важное значение имеет критическая температура хрупкости, при которой материал переходит из вязкого состояния в хрупкое. Чем ниже эта температура, тем более качественным является материал. На рис. 8.3 показано изменение критической температуры хрупкости T_{50} , соответствующей 50 %-ной вязкой составляющей в изломе ударного образца, в зависимости от содержания легирующих элементов.

Из всех перечисленных легирующих элементов только никель снижает критическую температуру хрупкости. Остальные легирующие элементы ее повышают. Ценно то, что никель повышая проч-

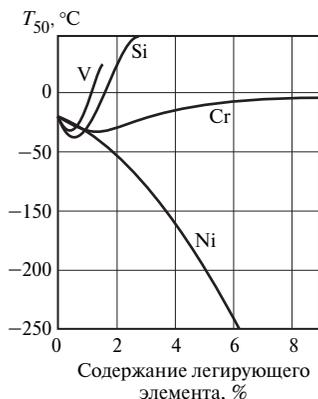


Рис. 8.3. Влияние легирующих элементов на критическую температуру хрупкости

ность, практически не только не снижает ударную вязкость, но и значительно понижает критическую температуру хрупкости.

8.4. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита

Все легирующие элементы кроме кобальта замедляют превращение переохлажденного аустенита и увеличивают время его распада. Они смещают вправо *S*-образные кривые на диаграмме изотермического распада аустенита (см. рис. 7.6). Влияние легирующих элементов на промежуточное (бейнитное) превращение может проявляться по-разному. Элементы, растворяющиеся в феррите и не образующие карбидов, а также марганец не изменяют формы *S*-образной кривой диаграммы изотермического распада аустенита. Это свидетельствует о том, что промежуточного распада не наблюдается. На рис. 8.4, *a* схематически показаны кривые начала распада аустенита углеродистой стали (штриховая линия) и стали, легированной некарбидообразующими элементами и марганцем (сплошная линия). На этом рисунке не показаны линии окончания распада аустенита.

Влияние карбидообразующих элементов отражается на изменении формы *S*-образной кривой, которая разделяется на две подобные кривые (рис. 8.4, *б*). Максимальные скорости распада аустенита соответствуют точке на вершине каждой кривой. Разделение кривых происходит при температуре 500—400 °С, при которой резко замедляется превращение аустенита для стали, легированной карбидообразу-

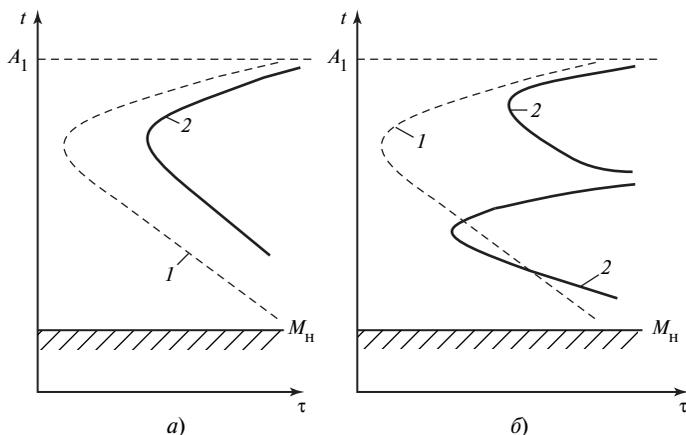


Рис. 8.4. Схемы диаграмм изотермического распада аустенита:

а — углеродистая сталь (1) и сталь, легированная некарбидообразующими элементами (2);
б — углеродистая сталь (1) и сталь, легированная карбидообразующими элементами (2)

ющими элементами, и, наоборот, резким увеличением превращения аустенита для углеродистой стали.

При температуре 400—300 °С карбидообразующие элементы (рис. 8.4, *б*) замедляют распад аустенита в меньшей степени (нижняя C-образная кривая), чем при более высокой температуре (верхняя C-образная кривая).

Наличие легирующих элементов влияет на интервал температур, при котором происходит мартенситное превращение. Если сравнить положение точки M_n на оси температуры, то температура этой точки может повышаться, понижаться или оставаться практически без изменения в зависимости от легирующих элементов в стали.

Из рис. 8.5, *а* видно, что точка начала мартенситного превращения M_n снижается при легировании стали Cu, Ni, Cr, Mo, Mn; повышается при легировании Al, Co; остается практически без изменения при легировании Si. Вместе с тем положение точки M_n отражается на количестве остаточного аустенита (рис. 8.5, *б*). Чем ниже положение точки M_n , тем большее количество аустенита остается в закаленной стали. Например, при введении 5 % Mn точка M_n снижается до 0 °С. При этой температуре в стали, легированной 5 % Mn, фиксируется аустенитное состояние.

Все легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита при отпуске стали; одни элементы (Cr, Mo, Si) в большей сте-

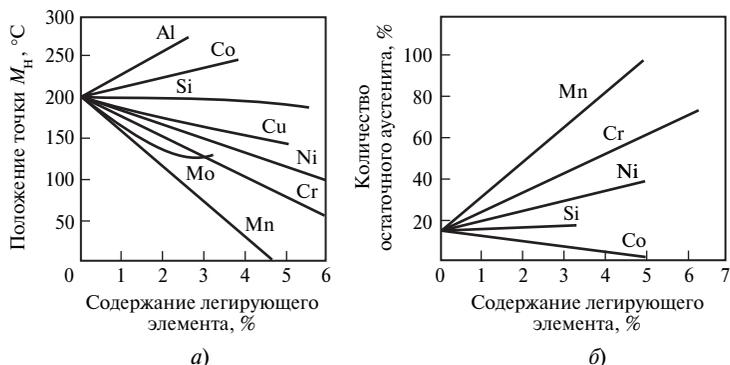


Рис. 8.5. Влияние легирующих элементов на расположение точки начала мартенситного превращения M_n (а) и количество остаточного аустенита (б) в стали, содержащей 1 % С

пени, другие — (Ni, Mn) в меньшей. Замедление распада мартенсита объясняется тем, что процессы, происходящие при отпуске стали имеют диффузионный характер. Легирующие элементы замедляют диффузионные процессы и карбидное превращение особенно на стадии коагуляции карбидов.

Отметим еще одно свойство легирующих элементов, заключающееся в уменьшении склонности к распаду аустенитного зерна. Почти все легирующие элементы за исключением бора и марганца способствуют не только замедлению роста зерна, но и его изменению. Особенно сильно изменяют зерно такие элементы, как хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан. Замедлению роста зерна препятствуют избыточные карбиды легирующих элементов, нерастворенные в аустените. Если в стали присутствуют такие карбиды, то мелкозернистое строение может сохраняться при существенном перегреве стали.

Замедление скорости распада аустенита способствует более глубокой прокаливаемости стали. Это связано с большим переохлаждением аустенита до точки начала мартенситного превращения при более медленном охлаждении. Такое охлаждение можно получить в масляной среде или на воздухе, в результате чего уменьшается критическая скорость закалки и повышается прокаливаемость стали.

При изготовлении крупногабаритных деталей стремятся к получению большей прокаливаемости стали, но при условии не слишком сильного снижения температуры точки M_n . Если начало мартенситного превращения происходит при температуре ниже 300 °C, то это

отрицательно сказывается на свариваемости стали. В этом случае возникают значительные остаточные напряжения, которые могут привести к образованию трещин в сварных соединениях.

Увеличение времени начала распада аустенита по диффузионному механизму приводит к образованию требуемой структуры по всему рабочему сечению детали. Оптимальной структурой, полученной при охлаждении из аустенитного состояния, является мартенситно-бейнитная, при которой сталь приобретает высокие прочностные свойства.

8.5. Образование карбидной фазы в легированных сталях

В сталях карбиды могут образовывать металлы переходных групп, расположенных в периодической системе элементов левее железа. К этим металлам, имеющим недостроенную d -электронную оболочку относятся: Hf, Zr, Ti, Ta, Nb, V, W, Mo, Cr, Mn. Чем левее расположен металл в периодической системе, тем менее достроена его d -оболочка. Металлы, которые называют карбидообразующими, имеют большее сродство с углеродом и могут образовать карбиды, даже если их содержание значительно меньше содержания железа. В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение d -электронной оболочки атома металла, а у металла валентные электроны образуют металлическую связь.

Следует отметить, что в сталях (сплавах на основе железа) такие элементы как никель и кобальт карбидов не образуют, хотя в природе известны карбиды этих элементов. Это объясняется тем, что в d -оболочке кобальт имеет семь, а никель восемь электронов, т.е. больше, чем железо, имеющее в d -оболочке шесть электронов. Поэтому углерод отдает свои электроны железу на заполнение его d -оболочки и карбиды никеля и кобальта не образуются.

При наличии в стали одновременно нескольких карбидообразующих элементов, например хрома и ванадия, в первую очередь будут образовываться карбиды ванадия, как элемента, находящегося левее в периодической системе и имеющего менее достроенную d -оболочку.

Однако в сталях при наличии нескольких карбидообразующих элементов карбиды содержат в растворе железо и эти элементы. Например, в хромомарганцовистой стали вместо карбида хрома $Cr_{23}C_6$ образуется карбид $(Cr, Mn, Fe)_{23}C_6$, содержащий в растворе железо и марганец.

В сталях встречаются следующие карбиды, подразделяющиеся на две группы: карбиды 1-й группы — M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_6 , M_6C и карбиды 2-й группы — MC , M_2C . В приведенных обозначениях буква M означает сумму карбидообразующих элементов.

Карбиды 1-й группы, например цементит, имеют сложную кристаллическую структуру. Карбиды 2-й группы имеют простую кристаллическую решетку, и они как фазы внедрения трудно растворимы в аустените. Если карбиды 1-й группы при нагреве легко растворяются в аустените, то карбиды 2-й группы даже при высоком нагреве могут не перейти в твердый раствор.

Карбиды легирующих элементов выделяются в более дисперсном виде, чем карбиды цементитного типа. Поэтому карбиды легирующих элементов придают стали большее упрочнение. Для этого используются преимущественно такие карбидообразующие элементы как марганец, ванадий, хром и молибден.

Марганец — дешевый легирующий элемент, неограниченно растворяется в цементите и образует общий с железом карбид $(Fe, Mn)_3C$. Марганец хорошо растворяется в феррите и поэтому введенный в сталь он присутствует и в феррите и в карбидах. Вводят марганец в сталь до 1,5 %. Он заметно повышает предел текучести стали.

Ванадий является сильным карбидообразователем. Ванадий образует с углеродом карбид VC . Добавляют ванадий в сталь в небольших количествах. С увеличением содержания ванадия до $V/C = 1$ основная его часть переходит в карбиды, а меньшая часть обогащает твердый раствор. Однако избыточные карбиды снижают прокаливаемость стали и, располагаясь по границам зерен, способствуют хрупкому разрушению.

Хром вводят в сталь в количестве до 2 %. При соотношении $Cr/C < 1,2$ хром входит в состав цементита $(Fe, Cr)_3C$. С увеличением содержания хрома образуется карбид $(Cr, Fe)_7C$, а если отношение $Cr/C > 10$, то образуется карбид $Cr_{23}C_6$. Хром относится к недефицитным легирующим элементам, что предопределило его широкое применение.

Молибден является дорогим и дефицитным карбидообразующим элементом. При увеличении содержания молибдена до $Mo/C = 1$ завершается переход карбида $(FeMo)_3C$ в карбид $(MoFe)_{23}C_6$. При дальнейшем увеличении молибдена в стали до $Mo/C = 2$ образуется карбид Mo_2C , а при $Mo/C > 2$ молибден переходит в твердый раствор.

8.6. Классификация легированных сталей

Легированные стали классифицируют по следующим основным признакам: равновесной структуре, структуре после нормализации (охлаждения на воздухе), химическому составу и назначению.

По типу *равновесной структуры* легированные стали подразделяют на доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные и ледебуритные.

Доэвтектоидные стали содержат в своей структуре избыточный феррит. *Эвтектоидные* стали имеют перлитную структуру, а *заэвтектоидные* кроме перлита дополнительно содержат в структуре вторичные (избыточные) карбиды типа M_3C . *Ледебуритные* стали в литом виде содержат в своей структуре эвтектику (ледебурит), образованную аустенитом и первичными карбидами, выделившимися из жидкой стали. Эти стали по своей структуре могут быть отнесены к белым чугунам. Однако белые чугуны содержат более 2 % углерода, а ледебуритные стали — менее 2 %, и поэтому последние, в отличие от белых чугунов, могут подвергаться пластической деформации и даже ковке. Меньшее содержание углерода в легированных ледебуритных сталях объясняется тем, что легирующие элементы влияют на расположение точек *S* и *E* на диаграмме состояния Fe—C в сторону меньшего содержания углерода. В связи с этим граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными сталями, заэвтектоидными и ледебуритными в легированных сталях находится при меньшем содержании углерода, чем в углеродистых сталях.

На рис. 8.6 показано влияние содержания легирующих элементов на положение точек *S* и *E* относительно содержания углерода.

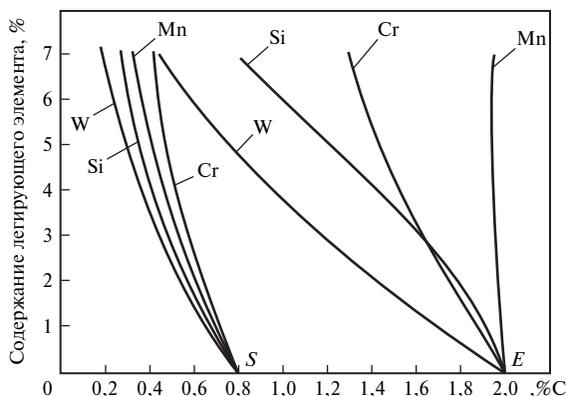


Рис. 8.6. Влияние содержания легирующих элементов на положение точек *S* и *E* на диаграмме состояния Fe—C

Кроме доэвтектоидных, эвтектоидных, заэвтектоидных и ледебуритных сталей могут быть еще легированные ферритные и аустенитные стали. Ферритные стали, содержащие небольшое количество углерода, получают при большой концентрации легирующих элементов, сужающих γ -область. При высоком содержании элементов, расширяющих γ -область, получают аустенитные стали. Кроме того, возможны промежуточные классы сталей — полуферритные или полуаустенитные. В таких сталях происходит только частичное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$.

По структуре после нормализации стали подразделяют на три основных класса: перлитные, мартенситные и аустенитные.

Такая классификация обусловлена тем, что при увеличении содержания легирующих элементов возрастает устойчивость аустенита в перлитной области и снижается температура мартенситного превращения. Поэтому *S*-образные кривые на диаграмме изотермического распада аустенита смещены вправо.

На рис. 8.7 представлены диаграммы изотермического распада аустенита сталей. На этих диаграммах линия скорости охлаждения на воздухе пересекает область перлитного распада для сталей *перлитного* класса, поэтому в стали формируются структуры перлита, сорбита, тростита (рис. 8.7, *а*).

Для сталей *мартенситного* класса *S*-образные кривые смещены вправо, причем линия скорости охлаждения на воздухе не пересекает область перлитного распада. Поэтому аустенит переохлаждается без распада на перлитные структуры до образования мартенсита. Линия

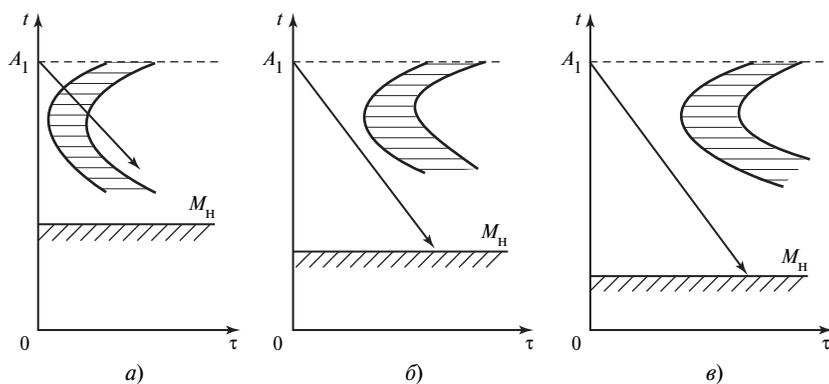


Рис. 8.7. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей перлитного (*а*), мартенситного (*б*) и аустенитного (*в*) классов

температуры начала мартенситного превращения M_n смещена вниз (рис. 8.7, б).

Для сталей *аустенитного* класса при увеличении легирующих элементов *C*-образные кривые еще больше смещаются вправо, а линия температуры M_n уходит в область отрицательных температур. При этом в стали сохраняется аустенитная структура при охлаждении на воздухе до комнатной температуры (рис. 8.7, в). Мартенситное превращение в сталях аустенитного класса может быть вызвано при охлаждении холодом, когда температура снижается ниже 0°C .

По химическому составу в зависимости от общего количества легирующих элементов стали подразделяют на никелевые, хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые, марганцовистые и т.п. Согласно этой классификации стали еще подразделяют и *по общему количеству легирующих элементов*. При общем содержании легирующих элементов до 2,5 % стали называют *низколегированными*, от 2,5 до 10 % — *легированными*, более 10 % — *высоколегированными*.

В зависимости от содержания вредных примесей (серы и фосфора) легированные стали подразделяют на качественные ($S < 0,04\%$, $P < 0,035\%$), высококачественные ($S < 0,025\%$, $P < 0,025\%$), особо-высококачественные ($S < 0,015\%$, $P < 0,025\%$).

По назначению легированные стали классифицируют следующим образом.

Конструкционные стали цементуемые (подвергаются цементации) и улучшаемые (подвергаются закалке и отпуску), а также строительные низколегированные стали, которые не подвергаются термической обработке.

Инструментальные стали предназначены для изготовления режущего, штампового, измерительного и прочего инструмента.

Стали и сплавы с особыми свойствами (жаропрочные, жаростойкие, коррозионно-стойкие, электротехнические, магнитные и др.) используются в теплоэнергетике.

8.7. Маркировка легированных сталей

В нашей стране принято маркировать стали арабскими цифрами и буквами русского алфавита. По цифрам и буквам можно определить примерный состав стали.

Легирующие элементы обозначаются следующими буквами: А — азот, Б — ниобий, В — вольфрам, Г — марганец, Д — медь, Е — селен, К — кобальт, Н — никель, М — молибден, П — фосфор,

Р — бор, С — кремний, Т — титан, Ф — ванадий, Х — хром, Ц — цирконий, Ч — редкоземельные элементы, Ю — алюминий.

В начале обозначения марки стали обычно приводятся двузначные цифры, которые показывают содержание углерода в сотых долях процента. Исключение составляют высокоуглеродистые инструментальные стали, содержание углерода в которых указано в десятых долях процента. Следующие после букв цифры показывают примерное содержание в процентах данного легирующего элемента. При содержании легирующего элемента менее 1 % цифра отсутствует, при содержании около 1 % ставится цифра 1, около 2 % — цифра 2 и т.д. При маркировке высококачественных сталей в конце обозначения марки ставится буква А, а особовысококачественных сталей — буква Ш (30ХГСА, 30ХГС-Ш). Если буква А расположена в середине обозначения марки, то это свидетельствует о том, что сталь легирована азотом (14Г2АФ).

При обозначении автоматных сталей, которые хорошо обрабатываются резанием, буква А ставится в начале обозначения марки стали (А20). Если автоматная сталь легирована свинцом, то в начале обозначения марки ставятся буквы АС, например АС35Г2, где цифра 35 указывает среднее содержание углерода в сотых долях процента. Маркировка шарикоподшипниковых сталей начинается с буквы Ш, например ШХ15, где 15 показывает среднее содержание углерода в десятых долях процента. При обозначении быстрорежущих сталей вначале ставится буква Р, а затем цифра, указывающая содержание вольфрама в процентах (Р18, Р6М5). Буква Р также используется для обозначения стали роторов турбин, например сталь 25Х1М1ФА иногда обозначают Р2 или Р2МА.

По другому могут быть обозначены некоторые опытные и исследовательские стали. Так стали, выплавленные на заводе «Электросталь» обозначают буквами ЭИ (электросталь исследовательская), ЭП (электросталь пробная), а затем указывается порядковый номер, например ЭИ268 (14Х17Н2), ЭП182 (20Х1М1Ф1ТП).

В марках сплавов на железоникелевой основе цифрами указывается только содержание никеля, а остальные легирующие элементы приводятся без цифр (ХН38НТ).

В других странах, например в Германии, США, Японии, принята маркировка сталей также в виде цифр и букв. Однако есть и отличия между этими маркировками.

В табл. 8.1 представлены марки отечественных легированных сталей и зарубежных аналогов.

Таблица 8.1

Примеры маркировки зарубежных аналогов некоторым отечественным маркам легированных сталей

Россия (ГОСТ)	Германия (DIN*)	США (ASTM*)	Япония (JIS*)
15	15Cr3	5115	SCr415
40X	40Cr4	5140	SCr440
30XM	25CrMo4	4130	SCM430, SCM2
12ХН3А	14NiCR10**	—	SNC815
20ХГНМ	21 NiCrMo2	8620	SNCM220
08X13	X7Cr13**	410S	SUS410S
20X13	X20Cr13	420	SUS420J1
12X17	X8Cr17	430 (51430***)	SUS430
12X18H9	X12CrNi18 9	302	SUS302
08X18H10T	X10CrNiTi18 9	321	SUS321
10X13CЮ	X7CrA113**	405**(51405***)	SUS405**
20X25H20C2	X15CrNiSi 25 20	30314, 314	SCS18**, SUS310**

* DIN (Deutsche Industrienorm), ASTM (American Society for Testing Materials), JIS (Japanese Industrial Standard).

** Сталь, близкая по составу.

*** Стандарт SAE.

Контрольные вопросы

1. Что такое легирование сталей и какова его цель?
2. Какие элементы используют в качестве легирующих?
3. Как влияют легирующие элементы на полиморфные превращения в сталях?
4. В чем проявляется влияние легирующих элементов на свойства сталей?
5. Какой легирующий элемент снижает критическую температуру хрупкости стали?
6. Как изменяют легирующие элементы положения точек начала и конца мартенситного превращения в сталях?
7. Изобразите схемы изотермического распада аустенита сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов.
8. Какие карбиды встречаются в легированных сталях и как их подразделяют?
9. Как влияют карбидообразующие элементы на кинетику распада аустенита?
10. По каким признакам классифицируют легированные стали?
11. Как маркируют легированные стали?

Глава девятая

Глава 9

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

9.1. Алюминий и его сплавы

9.1.1. Алюминий

Алюминий — легкий металл серебристо-белого цвета с кристаллической решеткой гранцентрированного куба. Период решетки составляет 0,4041 нм, температура плавления — 660 °С, плотность — 2,7 г/см³. Алюминий не имеет аллотропических превращений.

Наиболее характерными свойствами алюминия являются низкая плотность и высокие тепло- и электропроводность, коррозионная стойкость, пластичность. По электропроводности алюминий следует за медью. Алюминий обладает низкими твердостью, прочностью и поэтому его используют только для изготовления малонагруженных конструкций (рам, дверей, трубопроводов), и бытовой продукции (посуды, фольги и т.п.). Благодаря высоким тепло- и электропроводным свойствам алюминий широко используют для изготовления теплообменников, холодильников, а в электротехнике — проводов, кабелей, конденсаторов, шин и другой продукции.

Алюминий хорошо сваривается, деформируется, но плохо обрабатывается резанием из-за налипания на инструмент. На воздухе на поверхности алюминия образуется тонкая и плотная окисная пленка Al₂O₃, которая защищает его от дальнейшего окисления и коррозии в различных средах.

Постоянными примесями алюминия являются Fe, Si, Cu, Zn, Ti. В зависимости от содержания примесей различают алюминий особой чистоты А999 (99,999 % Al), высокой чистоты А995 (99,995 % Al), А99 (99,99 % Al), А97 (99,97 % Al), А95 (99,95 % Al) и технической чистоты А85 (99,85 % Al), А8 (99,8 % Al), А7 (99,7 % Al), ..., А0 (99 % Al). Содержание примесей в алюминии может изменяться от 0,001 до 0,1 %. Чем меньше примесей в алюминии, тем выше его тепло- и электропроводность, коррозионная стойкость, пластичность.

Технический алюминий маркируют буквами и цифрами: АД, АД1. В обозначение отожженного алюминия добавляют букву М (мягкий) АДМ, а нагортованного — букву Н (нагортованный) АДН.

Для алюминия марки АДМ $\sigma_B = 80$ МПа, $\delta_5 = 35$ %, а для АДН — $\sigma_B = 150$ МПа, $\delta_5 = 6$ %.

Вследствие низкой прочности технической алюминий ограниченно применяется как конструкционный материал. Однако сплавы алюминия имеют более высокую прочность и широко используются для изготовления нагруженных деталей и конструкций. Сплавы алюминия имеют высокую удельную прочность (отношение характеристики прочности к плотности γ : $\sigma_{0,2}/\gamma$ или σ_B/γ), которая близка к значению удельной прочности высокопрочной стали ($\sigma_B/\gamma = 20$). Эти сплавы широко применяются для изготовления деталей и конструкций летательных аппаратов.

9.1.2. Алюминиевые сплавы

Алюминиевые сплавы подразделяют на деформируемые, литейные и порошковые.

Алюминиевые деформируемые сплавы разделяют на две группы: сплавы систем Al-Mn и Al-Mg, не упрочняемые термической обработкой, и сплавы систем Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg, упрочняемые термической обработкой.

Сплавы первой группы используют в отожженном, нагартованном и полунагартованном состояниях. Структура этих сплавов представляет собой твердый раствор марганца или магния в алюминии. Поскольку содержание этих элементов в сплавах меньше предела их растворимости в твердом растворе при комнатной температуре, то оно остается неизменным при нагреве и охлаждении. Поэтому такие сплавы не упрочняются термической обработкой. Упрочнять их можно пластической деформацией (наклепом) при обработке давлением.

Маркируются эти сплавы следующим образом: АМц и АМг (Мц — марганец, Мг — магний). Цифры, следующие за буквами, показывают содержание второго компонента в процентах, например сплав АМг6 содержит 6 % магния.

Сплавы этой группы предназначены для изготовления сварных бензобаков, трубопроводов для масла и бензина, заклепок и другой продукции.

Сплавы второй группы упрочняются закалкой и искусственным старением. Упрочнение этих сплавов термической обработкой возможно в тех случаях, когда компоненты имеют ограниченную растворимость, которая уменьшается при понижении температуры. Рассмотрим структурно-фазовое состояние таких сплавов на примере диаграммы состояния алюминий—медь (рис. 9.1).

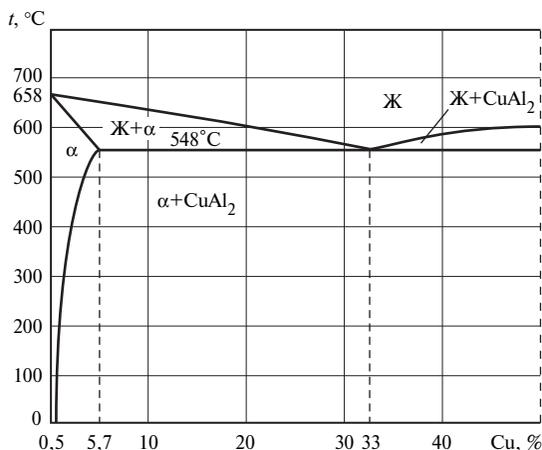


Рис. 9.1. Диаграммы состояния сплавов алюминий—медь

При содержании меди не более 5,7 % и достаточно высокой температуре образуется однородный α -твердый раствор. При медленном охлаждении из этого раствора выпадают кристаллы химического соединения CuAl_2 . При быстром охлаждении сплава (закалке) твердый раствор не успевает распасться. Однако образующийся пересыщенный раствор неустойчив и уже при комнатной температуре начинается процесс его самопроизвольного распада. Этот процесс, приводящий к упрочнению сплава, называют *старением*.

Механизм старения состоит из выделения избыточных атомов меди путем диффузии из пересыщенного раствора. При комнатной температуре этот процесс идет медленно и сопровождается отложением атомов меди в определенных зонах твердого раствора. Эти зоны, имеющие форму очень тонких пластинок (зоны Гинье-Престона), вызывают возникновение внутренних напряжений, что приводит к повышению твердости и прочности сплава. Такой вид старения, приводящий к упрочнению сплава, называют *естественным старением*. Процесс естественного старения происходит медленно и завершается в течение 5—6 суток.

Для ускорения процесса старения сплавы нагревают до 150 — 200°C . В результате диффузионная подвижность атомов меди увеличивается, ее концентрация в зонах Гинье-Престона возрастает, что приводит к образованию мельчайших кристаллов интерметаллидного соединения CuAl_2 , тоже упрочняющего сплав. Старение при нагреве

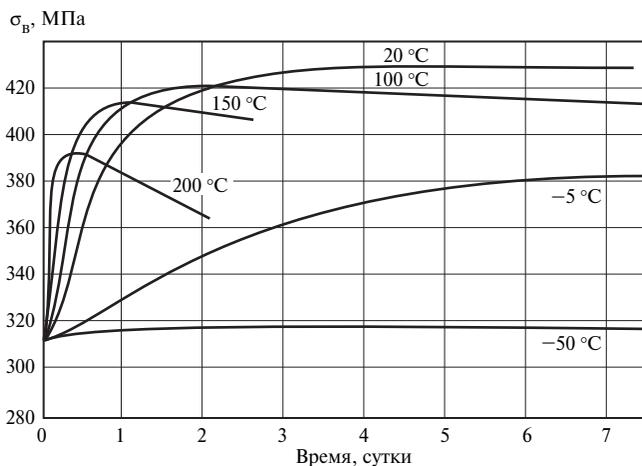


Рис. 9.2. Изменение временного сопротивления σ_b дюралюминия от времени старения при различных температурах

называют *искусственным*. При искусственном старении упрочнение сплава несколько ниже, чем при естественном, однако скорость процесса резко возрастает (рис. 9.2).

Алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mg называют *дюралюминиями* (обозначают эти сплавы буквой Д, за которой следует число, показывающее порядковый номер сплава, например Д1, Д16, Д18 и т.д.). В этих сплавах хорошо сочетаются прочность и пластичность. Они неплохо свариваются, удовлетворительно обрабатываются резанием, однако могут подвергаться межкристаллитной коррозии. Повысить коррозионную стойкость можно плакированием (покрытием) техническим алюминием А7, А8. Дюралюмины применяются для изготовления лопастей воздушных винтов (Д1), силовых элементов конструкций (Д16, Д19), заклепок (Д18) и других изделий.

Высокопрочные сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu (В93, В95) имеют высокое временное сопротивление ($\sigma_b = 700$ МПа) и более устойчивы к межкристаллитной коррозии, чем дюралюмины. Из этих сплавов изготавливают высоконагруженные изделия, испытывающие сжимающие нагрузки (шпангоуты, лонжероны и др.).

Ковочные сплавы системы Al-Mg-Si-Cu (АК6, АК8) имеют высокую пластичность при горячей обработке давлением. Эти сплавы хорошо обрабатываются резанием, удовлетворительно свариваются, но подвергаются коррозии под напряжением. Для повышения корро-

зионной стойкости изделий, изготовленных из этих сплавов, их или анодируют или покрывают лакокрасочным покрытием. Из ковочных сплавов изготавливают ковкой или штамповкой рамы, пояса лонжеронов, крепежные детали и другие нагруженные изделия.

Жаропрочные сплавы систем Al-Cu-Mn (Д20, Д21), и Al-Cu-Mg-Ni (АК4-1) применяют для деталей, работающих при температурах до 300 °С. Такие легирующие элементы как Ni, Fe, Ti повышают жаропрочность сплавов за счет замедления диффузионных процессов и образования микродисперсных упрочненных фаз, устойчивых к коагуляции при нагреве. Из этих сплавов изготавливают поршни, головки цилиндров, диски и лопатки компрессоров. Жаропрочные сплавы хорошо обрабатываются давлением в горячем состоянии, неплохо свариваются, но имеют низкую коррозионную стойкость. Для повышения коррозионной стойкости детали, изготовленные из этих сплавов, анодируют или защищают лакокрасочным покрытием.

Алюминиевые литейные сплавы. Основные требования, предъявляемые к этим сплавам заключаются в сочетании хороших литейных свойств (высокой жидкотекучести, небольшой усадки, малыми склонностью к образованию горячих трещин и пористостью) с оптимальными прочностью, пластичностью и коррозионной стойкостью. В большей мере таким требованиям отвечают эвтектоидные сплавы на основе систем Al-Si, Al-Cu, Al-Mg.

Сплавы систем Al-Si (АЛ2) и Al-Si-Mg (АЛ4, АЛ9) называются *силуминами*. Сплавы АЛ2 (Si = 10—13 %) отличаются от других сплавов высокими литейными свойствами и коррозионной стойкостью, но при этом имеют низкую пластичность из-за образования в структуре сплава грубой игольчатой эвтектики с включениями кристаллов кремния. Пластичность этого сплава можно повысить изменением структуры эвтектики за счет появления избыточных кристаллов α -твердого раствора путем модифицирования. Сплав модифицируют натрием (0,065 %) посредством введения в расплав смеси солей (67 % NaF + 33 % NaCl). Сплав АЛ2 не упрочняется термической обработкой, однако легированные силумины АЛ4, АЛ9 и др. могут быть упрочнены термической обработкой, состоящей из закалки и искусственного старения. Силумины используются для изготовления двигателей внутреннего сгорания, блоков цилиндров автомобильных двигателей и т.п.

Высокопрочные и жаропрочные литейные сплавы входят в группу сплавов систем Al-Cu-Mg (АЛ19), Al-Cu-Mg-Ni (АЛ33), Al-Si-Cu-Mg (АЛ3, АЛ5).

Сплав АЛ19, легированный титаном, церием и цирконием обладает высокими механическими свойствами как при комнатных, так и при температурах до 300 °С. Этот сплав хорошо сваривается и обрабатывается резанием, но имеет пониженную коррозионную стойкость. Используют этот сплав для получения крупногабаритных отливок.

Сплав АЛ33 может работать при температурах до 350 °С. Он термически упрочняется, хорошо обрабатывается резанием, но имеет пониженные литейные свойства и коррозионную стойкость. Жаропрочные сплавы АЛ3 и АЛ5 используются для изготовления корпусов приборов, головок цилиндров двигателей, работающих при температуре 250—270 °С. Однако эти сплавы имеют пониженную коррозионную стойкость.

Коррозионные литейные сплавы систем Al-Mg (АЛ8, АЛ27) и Al-Mg-Zn (АЛ24) сочетают в себе высокую коррозионную стойкость во многих агрессивных средах с хорошими свариваемостью и обрабатываемостью резанием. Однако сплавы системы Al-Mg имеют невысокие литейные свойства и низкую жаропрочность (рабочие температуры до 80 °С). Сплавы системы Al-Mg-Zn обладают лучшими литейными свойствами и более высокой жаропрочностью (рабочие температуры до 150 °С).

Алюминиевые спеченные сплавы называют *порошковыми* или *гранулированными*, обладают повышенными механическими свойствами как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Спеченный алюминиевый порошок (САП) получают холодным, а затем горячим прессованием под давлением 700 МПа при температуре 500—600 °С предварительно окисленной алюминиевой пудры. Частички алюминиевой пудры размерами до 1 мкм, покрыты тонким слоем оксида алюминия. Чем меньше частички, тем больше в САП оксида алюминия и тем выше прочность сплава. В зависимости от размера частичек содержание Al_2O_3 в САП составлять 6—22 %. В связи с этим сплавы САП разделяют порядковыми номерами: САП-1 (6—9 % Al_2O_3), САП-2 (9—13 % Al_2O_3), САП-3 (13—18 % Al_2O_3), САП-4 (18—22 % Al_2O_3). Временное сопротивление самого высокопрочного сплава САП-4 составляет $\sigma_B = 450$ МПа при температуре 20 °С и 130 МПа при температуре 500 °С.

Спеченные алюминиевые сплавы систем Al-Si-Ni (САС-1) и Al-Si-Fe (САС-2) изготавливают из порошков, полученных пульверизацией жидких сплавов. Эти сплавы имеют равномерную дисперсную структуру, в которой содержатся мелкие включения кремния и интерметаллидов.

Гранулированные сплавы систем Al-Cr-Zn (сплав 01419) и Al-Zn-Mg-Cu (сплав ПВ90) отличаются от других сплавов более высоким содержанием легирующих элементов (Mn, Cr, Zr, Ti, V), которые нерастворимы или малорастворимы в алюминии. Процесс гранулирования заключается в получении гранул — литых частиц размерами от нескольких миллиметров до десятых долей миллиметра путем распыления сплава при больших скоростях охлаждения в воде (10^4 — 10^8 °C/с).

Из гранул изготавливают полуфабрикаты и листы горячим прессованием при температуре 400—450 °C. При быстром охлаждении происходит закалка, а при горячем прессовании — упрочняющее старение сплава. Гранулированные сплавы имеют высокую жаропрочность и применяются при температурах до 350 °C.

В табл. 9.1 приведены некоторые характеристики алюминиевых сплавов.

Таблица 9.1

Химический состав и механические свойства алюминиевых сплавов

Марка	Содержание легирующих элементов, мас., %						$\sigma_{в*}$, МПа	δ_5 , %
	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	Другие элементы		
АМц	—	—	1,3	—	—	—	170	10
АМг6	Меньше 0,1	6	0,65	Меньше 0,4	Меньше 0,2	Fe < 0,4; Ti < 0,06	400	9
АД33	0,28	1,0	Меньше 0,15	0,6	Меньше 0,25	Fe < 0,7; Cr < 0,25	310	14
Д16	4,35	1,5	0,6	Меньше 0,5	Меньше 0,3	Ni < 0,1; Fe < 0,5	480	12
Д18	2,6	0,35	Меньше 0,2	Меньше 0,5	Меньше 0,1	Fe < 0,5; Ti < 0,1	300	24
В95	1,4—2,0	1,8—2,8	0,2—0,6	—	—	Cr < 0,25; Zn < 7	500	10
АК4-1	2,3	1,5	Меньше 0,2	Меньше 0,35	Меньше 0,3	Ni = 1,1; Fe = 1,1; Cr < 0,1	400	8
АК8	4,35	0,6	0,7	0,9	Меньше 0,3	Fe < 0,7; Ni < 0,1; Ti < 0,1	480	10
АЛ2	Меньше 0,6	Меньше 0,1	Меньше 0,5	11,5	Меньше 0,8	Fe < 1,5; Cr < 0,1	170	6

Марка	Содержание легирующих элементов, мас., %						σ_B , МПа	δ_5 , %
	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	Другие элементы		
САП-2	—	—	—	—	—	Fe = 0,25; Al ₂ O ₃ = 10	350	7
САС-1	—	—	—	27,5	—	Ni = 6	350	3
ПВ90	1,5	2,5	Меньше 1,0	—	8	Co = 1,5; Zr = 0,3	780	7

9.2. Медь и ее сплавы

9.2.1. Медь

Медь — металл, имеющий красный цвет на поверхности и розовый цвет в изломе. Медь не имеет аллотропических превращений, а ее кристаллическая решетка является гранецентрированной кубической с периодом $a = 0,36074$ нм. Температура плавления меди равна 1083 °С, плотность — 8,94 г/см³. Медь имеет высокую теплопроводность и находится по этому свойству на втором месте после серебра. Медь является коррозионно-стойким металлом и хорошо обрабатывается давлением. К недостаткам меди относятся высокая плотность, большая усадка при литье, горячеломкость, сложность обработки резанием и высокая стоимость.

Примеси оказывают сильное влияние на свойства меди. В зависимости от количества примесей медь имеет следующие обозначения: МОО (99,99 % Cu), МО (99,95 % Cu), М1 (99,9 Cu), М2 (99,7 % Cu), М3 (99,5 % Cu). В обозначения безкислородной меди, применяющейся в электротехнике, добавляют букву б (МООб, МОб).

Прочность меди в литом состоянии невелика ($\sigma_{0,2} = 35$ МПа, $\sigma_B = 160$ МПа), но пластичность достаточно высокая ($\delta_5 = 25$ %). Медная проволока, полученная холодным деформированием, имеет более высокую прочность ($\sigma_B = 450$ МПа), но низкую пластичность ($\delta_5 = 5$ %).

Характер взаимодействия меди с легирующими элементами и примесями отражается на физико-механических свойствах. Элементы (Ni, Zn, Sb, Sn, Al, Fe, P и др.) увеличивают прочность меди, но при этом значительно снижают электропроводность. Элементы (Bi, Pb), практически нерастворимые в меди в твердом состоянии и образующие с ней эвтектику по границам зерен, способствуют появлению красноломкости (разрушение при горячей прокатке). При содержании Bi более 0,005 % медь становится хладноломкой.

9.2.2. Латунь

Латунь — сплав меди с цинком. Содержание цинка в латуни может изменяться от 4 до 50 %. Если Zn менее 10 %, то такой сплав называют *томпаком*, а если Zn составляет 10—20 %, то — *полутомпаком*. Латуни подразделяют на деформируемые и литейные.

Деформируемую латунь обозначают буквой Л и цифрами, указывающими содержание меди в процентах. Например, латунь марки Л68 содержит 68 % меди и 32 % цинка. При обозначении легированной латуни после буквы Л следуют буквы, указывающие название легирующих элементов. Однако буквенные обозначения легирующих элементов в обозначениях латуни и стали не совпадают за исключением никеля: С — свинец, О — олово, Ж — железо, А — алюминий, К — кремний, Мц — марганец, Н — никель. В обозначении легированной латуни цифры, стоящие после букв, указывают содержание меди и последующих (согласно буквам) легирующих элементов. Например, в латуни марки ЛМцЖ 55-3-1 содержится 55 % меди, 3 % марганца, 1 % железа и 41 % цинка.

Предельная растворимость цинка в меди равна 39 %. При содержании в латуни цинка до 39 % сплавы являются однофазными α -твердыми растворами цинка в меди (рис. 9.3, а). При содержании

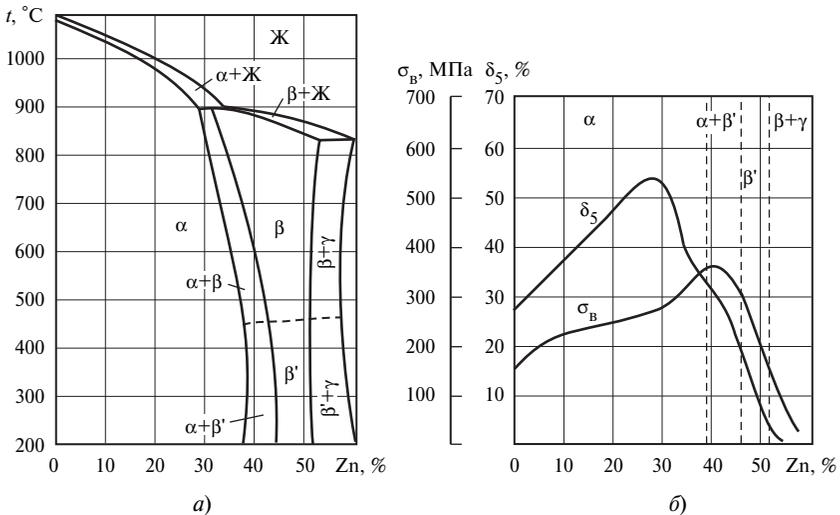


Рис. 9.3. Влияние содержания цинка на фазовый состав (а) и механические свойства латуней (б)

цинка выше 39 % из твердого раствора выделяется электронное соединение CuZn с неупорядоченной (неупорядоченным расположением атомов) пластичной структурой (β -фаза) или упорядоченной хрупкой структурой (β' -фаза). При этом β' -фаза может присутствовать при температуре 468—454 °С (штриховая линия на рис. 9.3, а).

Обычно латуни содержат не более 45—50 % цинка, так как при большем содержании цинка прочность (σ_B) и пластичность (δ_5) резко снижаются и сплавы становятся хрупкими, непригодными для практического использования (рис. 9.3, б). Однако в области существования α -твердого раствора наблюдается одновременное увеличение прочности и пластичности. В двухфазной области $\alpha + \beta'$ пластичность уменьшается при увеличении содержания цинка и прочность растет до 43 % Zn, а затем в области β' -фазы резко снижается.

Для улучшения физико-механических и технологических свойств латуней их легируют другими элементами. Например, олово, никель, марганец и алюминий повышают прочность, твердость и коррозионную стойкость латуней. Железо также повышает коррозионную стойкость, а добавка свинца улучшает антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием. Однофазные α -латуни хорошо деформируются в холодном и горячем состояниях, двухфазные — подвергаются только горячей пластической деформации, так как обладают низкой пластичностью при холодной деформации.

Широкое распространение получили латуни марок Л62 и Л68, которые поставляют в виде листов, лент, труб и проволоки. Они хорошо обрабатываются давлением (холодной штамповкой или глубокой вытяжкой). Из этих латуней изготовляют уплотнительные сегменты турбин, трубки конденсаторов, детали масло- и воздухоохладителей и т.п. Деформируемая свинцовая латунь ЛС59-1 хорошо обрабатывается резанием и используется для изготовления болтов, винтов, гаек, шайб на станках-автоматах. Латуни марок Л96 и Л90, имеющие структуру α -твердого раствора, обладают высокими пластичностью, теплопроводностью и коррозионной стойкостью.

Маркировка *литейных латуней* также начинается с буквы Л, а после нее следует буква Ц (цинк) и цифры, указывающие содержание цинка в процентах. Затем в таком же порядке следуют буквы и цифры других легирующих элементов. Например, литейная латунь ЛЦ16К4 содержит 16 % цинка, 4 % кремния и 80 % меди.

Литейные латуни используют для фасонного литья. Обычно эти латуни бывают сложнелегированными, причем легирующие элементы по-разному влияют на литейные свойства сплава. Железо и марганец снижают жидкотекучесть латуни, а олово (до 2,5 %) ее

повышает. Алюминий и кремний (в отдельности) повышают жидкотекучесть латуней. Однако наличие алюминия в кремнистой латуни приводит к снижению жидкотекучести и возникновению пористости в отливках.

Для литья арматуры используется кремнистая латунь ЛЦ16К4, а для литья втулок шариковых и роликовых подшипников — свинцовая латунь ЛЦ40С.

9.2.3. Бронза

Бронза — это сплав меди с другими элементами кроме цинка. В состав некоторых марок бронз может входить цинк, но не в качестве основного легирующего элемента.

Обозначают бронзы буквами Бр. Для деформируемых бронз за буквами Бр следуют буквы, указывающие название легирующих элементов, а в конце — цифры, указывающие содержание этих элементов в процентах. Легирующие элементы в бронзах обозначают теми же буквами, что и в латунях. Фосфор обозначается буквой Ф, цинк — Ц, хром — Х, бериллий — Б, цирконий — Цр. Например, деформируемая бронза БрОФ6,5-0,4 содержит 6,5 % олова, 0,4 % фосфора и 93,1 % меди. Для литейных бронз после букв Бр следует буквенное обозначение основного легирующего элемента и цифра, указывающая его содержание в процентах. Затем следуют в таком же порядке буквы и цифры других легирующих элементов (как и в обозначениях литейных латуней). Например, литейная бронза БрО10Ф1 содержит 10 % олова, 1 % фосфора, 89 % меди.

Названия бронз образуются от названий легирующих элементов, входящих в их состав. Наиболее распространенными являются оловянные, алюминиевые, кремнистые и бериллиевые бронзы. Кроме того, бронзы подразделяют на оловянные и безоловянные.

Структуры оловянных бронз могут быть однофазными и двухфазными. При содержании олова менее 6 % бронзы в литом состоянии имеют однофазную структуру твердого раствора олова в меди. Если содержание олова составляет 6—10 %, то выделяется вторая фаза на основе химического соединения меди с оловом, и бронза становится двухфазной. При этом прочность двухфазных бронз возрастает, но снижается пластичность. Когда содержание олова превышает 10 % пластичность бронз резко снижается из-за большего количества хрупких химических соединений. Двухфазные бронзы плохо обрабатываются давлением и их применяют только в литом виде.

Легирующие элементы в оловянных бронзах улучшают литейные свойства (цинк, фосфор, никель), повышают твердость и прочность (фосфор, никель), коррозионную стойкость (никель).

Безоловянные бронзы дешевле оловянных, так как содержат менее дорогостоящие, чем олово, элементы: алюминий, кремний, бериллий и др. Однако по некоторым свойствам эти бронзы уступают оловянным. Алюминиевые бронзы используются в качестве заменителей оловянных. Они коррозионно-стойкие и обладают высокими механическими свойствами (например, БрА5, БрА7). Добавка в качестве легирующего элемента железа (алюминиево-железистая бронза) позволяет значительно улучшить механические свойства в процессе термической обработки. Например, бронза БрАЖ9-4 после нормализации приобретает хорошую пластичность, а закалка и отпуск повышают ее твердость. Применяется эта бронза для изготовления зубчатых колес, червячных передач, шестерен, втулок.

Кремнистые бронзы немагнитны, морозостойки, подвергаются сварке и пайке. Добавки марганца и никеля улучшают механические свойства и коррозионную стойкость этих бронз. Например, бронзы БрКМц3-1, БрКН1-3 применяются для изготовления пружин, мембран и других деталей приборов, работающих в пресной или морской воде.

Бериллиевые бронзы имеют высокие упругие свойства и износостойки. Они теплоустойчивы и надежно работают при температурах до 350 °С. Например, бериллиевые бронзы БрБ2, БрБ2,5 используются для изготовления деталей ответственного назначения в приборах и механизмах (упругие элементы, контакты, кулачки, шестерни, подшипники и т.п.).

Циркониевые бронзы имеют высокие тепло- и электропроводность, а также жаропрочность. Эти бронзы содержат 0,1—0,8 % Zr, упрочняются закалкой, последующей холодной деформацией и старением. При старении из α -твердого раствора выделяются упрочняющая фаза. Циркониевые бронзы используют для изготовления внутренних кожухов жидкостно-реактивных двигателей, держателей форсунок и т.п.

В табл. 9.2 приведены механические свойства некоторых медных сплавов.

Механические свойства медных сплавов

Марка	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	НВ	Способ получения и обработки
Л70	330	55	88	Отжиг
ЛЖМц59-1-1	700	10	170	Нагартовка
ЛЦ16К4	294	15	100	Литье
БрОФ6,5-0,4	400	65	80	Отжиг
БрО10Ф1	216	3	80	Литье
БрКМц3-1	750	13	200	Нагартовка
БрАЖ9-4	600	39	110	Отжиг
БрБ2,5	1300	2	440	Закалка + старение
БрА5	380	55	60	Отжиг

9.3. Титан и его сплавы

9.3.1. Титан

Титан — металл светло-серого цвета — в зависимости от температуры имеет две аллотропические модификации. Низкотемпературная модификация с ГПУ решеткой (α -титан), существует до температуры 882 °С, а выше этой температуры — высокотемпературная модификация с ОЦК решеткой (β -титан). Плотность титана составляет 4,5 г/см³, температура плавления — 1665 °С.

Важными свойствами титана являются высокая удельная прочность в сочетании с высокой пластичностью и хорошая коррозионная стойкость. Однако титан плохо обрабатывается резанием и имеет низкие антифрикционные свойства.

Постоянными примесями титана являются Fe, Si, C, O, N, H и др. Технический титан маркируется буквами и цифрами: ВТ1-00 (95,53 % Ti), ВТ1-0 (99,48 % Ti), ВТ1-1 (99,44 % Ti). Чем меньше нулей в обозначении титана, тем больше содержится в нем примесей, которые оказывают сильное влияние на механические и другие свойства. Небольшое содержание кислорода, азота и углерода повышает твердость и прочность титана, но при этом снижает пластичность, коррозионную стойкость и ухудшает свариваемость и обрабатываемость давлением.

Технический титан ВТ1-1 с суммарным содержанием примесей 0,6—0,7 % имеет следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 380 \div$

$\div 500$ МПа, $\sigma_B = 450 \div 600$ МПа, $\delta_5 = 20 \div 25$ %, $\psi = 48 \div 50$ %, НВ 200 \div 210. При меньшем суммарном содержании примесей твердость и прочность титана снижаются, а пластичность повышается.

9.3.2. Титановые сплавы

В отличие от технического титана титановые сплавы обладают более высокими прочностью при комнатной температуре, жаропрочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью, хладостойкостью, что предопределило широкое применение титановых сплавов в промышленности. Например, из сплавов титана изготавливают диски и лопатки турбин и компрессоров авиационных двигателей, гребные винты морских судов, баллоны для сжиженных газов, а также емкости для агрессивных химических сред.

Структура титановых сплавов представляет собой твердые растворы легирующих элементов в α - и β -модификациях титана. Легирующие элементы подразделяются в зависимости от их влияния на температуру полиморфного превращения титана на две группы: элементы, расширяющие область существования α -фазы и повышающие температуру превращения (Al, Ga, Ge, La, C, O, N) и элементы, сужающие α -область и повышающие температуру полиморфного превращения (V, Nb, Ta, W, Mo, Cr, Mn, Fe, Co, Si, Ag и др.). Поскольку легирующие элементы влияют на стабилизацию аллотропической модификации титана, то сплавы титана в зависимости от их стабильной структуры подразделяют на три группы: α -сплавы, ($\alpha + \beta$)-сплавы (двухфазные) и β -сплавы.

Титановые сплавы также классифицируют, например по технологии производства (деформируемые, литейные, порошковые) или по механическим свойствам (обычной прочности, высокопрочные, жаропрочные и др.)

В *деформируемых титановых сплавах* с α -структурой основным легирующим элементом, влияющим на свойства, является алюминий. При содержании алюминия примерно 5 % существенно повышаются прочность, жаропрочность, жаростойкость и снижается плотность сплава. Деформируемые титановые сплавы упрочняются легированием и пластической деформацией и не упрочняются термической обработкой. Такие сплавы подвергают только рекристаллизационному отжигу. Наиболее распространенным является сплав ВТ5, который хорошо сваривается и обрабатывается давлением, жаропрочен и кислотостоек. Добавка олова (примерно 2,5 %) улучшает технологические и механические свойства сплава, который обозначается ВТ5-1.

К группе сплавов с α -структурой относятся также псевдо- α -сплавы, имеющие в основном α -структуру и небольшое количество β -фазы (1—5 %) вследствие дополнительного легирования марганцем. Такими сплавами, например, являются сплавы OT4, VT4, которые обладают более высокой пластичностью.

Основным недостатком сплавов с α -структурой является склонность к хрупкости, если в сплаве содержится более 0,02 % водорода.

Деформируемые титановые сплавы с ($\alpha + \beta$)-структурой упрочняются термической обработкой, состоящей из закалки и старения. Типичными являются сплавы марок: VT3-1, VT6, VT8 и др. Чем больше β -фазы содержится в сплаве, тем сильнее он упрочняется. Повышенной прочностью обладают сплавы VT14, VT15 и VT16.

При старении сплава образуются две дополнительные упрочняющие фазы, одна из которых вызывает хрупкость. Установлено, что при температуре старения примерно 500 °С охрупчивающая фаза не образуется. Поэтому рекомендуется выполнять старение сплава при температуре, при которой образуется только одна дополнительная упрочняющая мелкодисперсная фаза.

Изделия из титановых сплавов с α - и ($\alpha + \beta$)-структурой могут длительное время работать при температурах 500 °С (VT20) и 550—600 °С (VT18). Жаропрочность титановых сплавов повышается при легировании Zr, Al, Mo, Si.

Деформируемые титановые сплавы с β -структурой не нашли широкого промышленного применения, несмотря на высокую прочность при комнатной температуре. Недостатками этих сплавов являются плохая свариваемость, высокая стоимость из-за необходимости легирования дорогостоящими элементами (V, Mo, Nb, Ta). В промышленности применяется сплав VT15, который еще называют псевдо- β -сплавом. Он имеет в основном β -структуру с небольшим количеством α -фазы. Этот сплав хорошо штампуется и поставляется в виде поковок, полос и прутков.

В табл. 9.3 приведены параметры режимов термической обработки и механические свойства некоторых деформируемых титановых сплавов.

Литейные титановые сплавы. Эти сплавы имеют хорошие литейные свойства (высокие жидкотекучесть и плотность отливок, малые усадку и склонность к образованию горячих трещин). Однако из-за активного взаимодействия титана с газами и формовочными материалами необходимо производить их плавку и разливку в вакууме или в среде нейтральных газов. По сравнению с деформируе-

Режимы термической обработки и механические свойства некоторых деформируемых титановых сплавов

Марка	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	КСУ, Дж/см ²
BT5	Отжиг при 740—760 °С	600—850	700—950	10—15	30—60
BT5-1	Отжиг при 860—880 °С	650—850	750—950	10—15	40—90
OT4	Отжиг при 670—720 °С	550—650	700—900	12—20	35—65
BT4	Отжиг при 700—750 °С	700—800	850—1050	15—22	35—65
BT14	Закалка от 860—880 °С; старение при 500 °С	1080—1300	1150—1400	6—10	25—35
BT15	Закалка от 760—800 °С; старение при 450—480 °С	1180—1400	1300—1500	3—6	25—30
BT16	Закалка от 790 °С; старение при 500 °С	1100—1200	1250—1450	4—6	40—60
BT3-1	Изотермический отжиг при 850 и 670 °С	850—1100	1000—1200	10—16	30—60
BT8	Закалка от 900—950 °С; старение при 500—600 °С	850—1050	850—1050	9—16	30—60

мыми сплавами литейные сплавы имеют низкую стоимость, меньшие прочность, пластичность и выносливость.

Для фасонного литья применяют сплавы BT5Л, BT14Л и BT3-1Л, химический состав которых в основном совпадает с химическим составом аналогичных деформируемых сплавов. Однако сплав BT14Л дополнительно содержит Fe и Cr. Упрочнение этих сплавов термической обработкой не применяется, так как она резко снижает пластичность. Специальные литейные сплавы BTL1 и BT21Л, содержащие до 5—6,6 % Al, имеют наибольшую прочность ($\sigma_B = 1000 \div 1100$ МПа).

Наилучшими технологическими свойствами из рассмотренных литейных титановых сплавов обладает сплав BT5Л, имеющий достаточно высокую прочность и ударную вязкость. Фасонные отливки из сплава BT5Л работают при температуре до 400 °С.

Литейные титановые сплавы используются для изготовления заготовок труб и различных фасонных отливок.

В табл. 9.4 представлены химический состав и механические свойства литейных титановых сплавов.

Таблица 9.4

Химический состав, %, и механические свойства литейных титановых сплавов

Марка	Al	Cr	Mo	V	Прочие элементы	σ_b , МПа	δ_5 , %	KCU, Дж/см ²
BT5Л	5	—	—	—	—	700—900	6—12	30—35
BT3-1Л	5,5	2,0	2,0	—	0,2 Si	1000—1100	4—6	30
BT1Л	5,0	—	—	—	1,0 Si	900—1000	5—10	15
BT21Л	6,6	0,35	0,7	1,2	5,0 Zr, 0,35 Fe	1000—1100	4—7	20

Порошковые титановые сплавы. Современные технологии порошковой металлургии позволяют получать титановые сплавы примерно с теми же механическими и эксплуатационными свойствами, что и у деформируемых сплавов. Однако стоимость и время изготовления изделий из порошковых сплавов существенно ниже (до 50 %), чем из литых или деформируемых сплавов.

Титановый порошковый сплав BT6, который получают горячим изотермическим прессованием, имеет прочность ($\sigma_b = 970$ МПа) и пластичность ($\delta_5 = 16$ %), свойственные и для деформируемого титанового сплава. Если сравнивать порошковый сплав BT6 с аналогичным деформируемым сплавом после закалки и старения, то первый несколько уступает по прочности, но превосходит в пластичности.

9.4. Антифрикционные подшипниковые сплавы

Антифрикционность — способность материала обеспечивать низкий коэффициент трения скольжения и малую скорость изнашивания сопряженных деталей.

Антифрикционные сплавы используются в подшипниках скольжения, вследствие чего эти сплавы называют *подшипниковыми*. К ним предъявляются следующие требования по физико-механическим и технологическим свойствам: сплавы должны обладать высокой теплопроводностью для быстрого отвода тепла от трущихся поверхностей, достаточно высокими механическими свойствами в условиях воздействия знакопеременных и ударных нагрузок. Из технологических свойств особое значение имеют износостойкость, коррозионная стойкость в смазывающей среде, адгезия со стальной поверхностью вкладыша подшипника. Кроме того, сплав должен иметь хорошую жидкотекучесть и невысокую температуру плавления для более качественного выполнения процесса заливки подшипника.

Согласно правилу Шарпи, в структуре антифрикционного сплава должно быть не менее двух структурных составляющих, причем одна должна быть мягкой и вязкой, а другая более твердой. Твердость твердой структурной составляющей сплава должна быть ниже твердости наиболее мягкой структурной составляющей материала вала. В этом случае при нарушении условий смазки подшипника скольжения не происходит преждевременный износ шейки вала.

При наличии смазки коэффициент трения снижается. Смазка может хорошо удерживаться между валом и подшипником при наличии в антифрикционном сплаве мягкой основы с равномерно распределенными твердыми включениями. Такие включения изнашиваются меньше, чем мягкая основа, в результате чего образуется микрорељеф, который заполняется смазкой.

Наиболее известными антифрикционными подшипниковыми сплавами, отвечающими правилу Шарпи, являются сплавы на основе алюминия и сплавы на основе свинца или олова (бabbиты).

Алюминиевые антифрикционные сплавы подразделяются на две группы. К первой группе относятся сплавы алюминия с медью, сурьмой, никелем и другими элементами, образующие твердые интерметаллидные фазы CuAl_2 , AlSb , NiAl_3 и пр., распределенные в мягкой алюминиевой основе. Примером является сплав АСМ, содержащий 3,5—6,5 % Sb и 0,3—0,7 % Mg. Этот сплав технологичен, обладает высокой коррозионной стойкостью, рекомендуется для валов с повышенной твердостью шейки. Ко второй группе относятся сплавы алюминия с оловом. Содержание олова в сплаве может составлять 9—23 %. В структуре этих сплавов содержатся менее твердые включения эвтектического сплава. Они хорошо работают в условиях сухого или полужидкого трения, используются для производства тяжело нагруженных подшипников и обладают высоким пределом выносливости. Примером является сплав АО20-1, содержащий 17—23 % Sn и 0,7—1,2 % Cu.

Бabbиты — это сплавы на основе свинца или олова, так же имеющие мягкую основу и твердые включения. Бabbиты имеют низкую твердость (НВ 12—32), невысокую температуру плавления (240—320 °С) и обладают высокими антифрикционными свойствами. Бabbиты на основе дорогостоящего олова используют для изготовления подшипников скольжения ответственного назначения.

По химическому составу бabbиты подразделяют на оловянные, оловянно-свинцовые, свинцовые.

В оловянных бabbитах наилучшим образом сочетаются антифрикционные, физико-механические и технологические свойства. Осно-

вой этих баббитов является олово, а добавками — сурьма и медь. Структура баббита представляет собой α -твердый раствор сурьмы в олове, который является мягкой основой сплава, темного цвета. В мягкую основу сплава вкраплены твердые кристаллы β' -фазы, образованные на основе химического соединения Sn и Sb. В сплав добавляется небольшое количество меди (1,5—6,5 %) для устранения ликвации плотности. Медь образует в сплаве фазу Cu_3Sn в виде твердых включений в мягкой основе.

Оловянно-свинцовые баббиты содержат меньшее количество олова в отличие от оловянных. Мягкой основой этих баббитов является эвтектика, состоящая из кристаллов α -твердого раствора (Sn, Sb и Cu в Pb) и β -фазы (SnSb). Твердые включения составляют избыточные кристаллы β -фазы и частицы интерметаллидных фаз Cu_3Sn и Cu_2Sb .

Примером оловянно-свинцовых баббитов является баббит марки Б16. Он применяется как заменитель баббита Б83 для изготовления менее быстроходных подшипников и при отсутствии ударных нагрузок, так как имеет повышенную склонность к хрупкому разрушению.

Свинцовые баббиты являются наиболее дешевыми сплавами. Добавками этих баббитов являются кальций (Ca) и натрий (Na), которые образуют со свинцом α -твердые растворы. Однако растворимость кальция в свинце мала и он присутствует в сплаве в основном в виде химического соединения Pb_3Ca , частицы которого являются твердыми включениями. Эти баббиты обладают низкой адгезией к стальному вкладышу подшипника и поэтому их заливают очень тонким слоем или крепят механическим путем.

Примером свинцовых баббитов являются баббиты марок БК, БК2.

В табл. 9.5 представлен химический состав и механические свойства баббитов.

Таблица 9.5

Химический состав баббитов

Марка	Sn	Pb	Sb	Cu	Ca	Na	$\sigma_{0,2}$, МПа	HB
Б 83	Остальное	—	10—12	5,5—6,5	—	—	67	28
Б 16	15—17	Остальное	15—17	1,5—2,0	—	—	76	30
БК 2	1,5—2,1	Остальное	—	—	0,3—0,5	0,2—0,4	80	20

Контрольные вопросы

1. Каковы свойства алюминия и как его маркируют?
2. Почему алюминиевые сплавы имеют высокую удельную прочность?
3. Как подразделяют алюминиевые сплавы?
4. Какими свойствами обладают алюминиевые деформируемые сплавы и как их маркируют?
5. Что такое естественное и искусственное старение алюминиевых сплавов?
6. Какими свойствами обладают алюминиевые литейные сплавы и как их маркируют?
7. Как получают алюминиевые спеченные сплавы?
8. Каковы свойства меди и как ее маркируют?
9. Дайте определение латуни и как ее маркируют?
10. Что такое бронза и каковы ее свойства. Какие Вы знаете бронзы и как их маркируют?
11. Какие Вы знаете титановые сплавы? Как их подразделяют и маркируют?
12. Назовите основные антифрикционные подшипниковые сплавы.
13. Где применяются цветные сплавы в теплоэнергетике?

Раздел второй

МЕТАЛЛЫ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ И ИХ ОСНОВНЫЕ СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА

Глава десятая

УСЛОВИЯ РАБОТЫ, ПОВРЕЖДЕНИЯ Глава 10 И ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К МЕТАЛЛУ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ

10.1. Условия работы металла в теплоэнергетике под воздействием конструктивно-технологических и эксплуатационных факторов

Металл в теплоэнергетике работает в тяжелых условиях под воздействием многочисленных конструктивно-технологических и эксплуатационных факторов. К конструктивно-технологическим факторам следует отнести:

- концентраторы напряжений и деформаций, вызванные геометрией деталей (отверстия, малые радиусы скруглений, резкие переходы от сечения к сечению и т.п.);
- остаточные напряжения и деформации, возникающие в результате технологической обработки деталей;
- габаритные размеры и массу конструкций;
- качество металла и изготовления деталей конструкций и т.п.

Эксплуатационными факторами являются повышенная температура, давление рабочей среды, коррозия, эрозия, стационарные и периодически меняющиеся нагрузки, длительность эксплуатации. В период эксплуатации возможны случаи, когда работа энергоустановок происходит в более тяжелых условиях по сравнению с расчетными (в пиковых и остропиковых режимах). Многие элементы энергоустановок работают в условиях сложного напряженно-деформированного состояния, вызванного сочетанием весовых нагрузок, термических расширений, циклических воздействий и т.п.

Трубы поверхностей нагрева в современных котлоагрегатах работают при температурах 550—570 °С. Причем имеет место перепад температур; температура металла поверхностей нагрева существенно выше температуры пара на выходе из котла. Кроме того, перепад температур возникает из-за неравномерного распределения пара по змеевикам и неравномерного обогрева труб газовыми потоками. В тяжелых температурных условиях находятся стойки и подвески труб поверхностей нагрева.

При повышенном содержании серы в сжигаемом топливе поверхности нагрева и стальные газоходы паровых котлов подвергаются сернистой коррозии. На внутренних поверхностях труб, барабанов и камер происходит коррозия в воде или паре. С течением времени образуются отложения и забивания гибов труб поверхностей нагрева продуктами коррозии, что приводит к ухудшению теплообмена.

При сжигании топлива под воздействием абразивных частиц золы происходит эрозионный износ труб поверхностей нагрева. Под воздействием потоков воды или пара эрозионному износу подвержены лопатки паровых турбин, питательные насосы, теплообменники и пароводяная арматура.

При длительном воздействии рабочих нагрузок и температуры металл оборудования и трубопроводов испытывает постоянно накапливающуюся пластическую деформацию при напряжениях ниже предела текучести. Это явление, называемое *ползучестью*, может происходить с различной скоростью в зависимости от температуры, действующих напряжений и структуры металла, а на заключительной стадии приводит к образованию трещин и разрушению деталей. Наиболее опасно одновременное воздействие ползучести и усталости, что должно учитываться при оценке долговечности ответственных деталей и конструкций.

10.2. Основные типы эксплуатационных повреждений металла и причины их возникновения

Металл большинства деталей и конструкций энергоустановок повреждается под воздействием ползучести, коррозии и малоцикловой усталости. При этом чаще всего возникают хрупкие разрушения металла без заметных следов пластической деформации.

В табл. 10.1 приведены примеры типичных повреждений элементов энергоустановок с указанием характера и причин разрушения.

При оценке дефектов используется термин *повреждаемость*. Под повреждаемостью принято понимать совокупность технологических и эксплуатационных дефектов. Технологические дефекты могут появляться еще на стадии изготовления оборудования, эксплуатационные дефекты — в процессе эксплуатации.

Примеры типичных повреждений элементов энергоустановок

Элементы энергоустановок	Повреждаемые детали	Вид дефекта	Характер разрушения	Причины разрушения
Пароперегреватели котлов	Прямые трубы и гибы	Продольные трещины	Хрупкий Вязкий	Снижение длительной прочности Снижение кратковременной прочности
Экономайзеры	Прямые трубы и гибы	Продольные разрывы	Вязкий	Утонение стенок от износа и потеря кратковременной прочности
Холодная воронка	Прямые трубы и гибы	Продольные разрывы	Вязкий	Язвенная коррозия
Перепускные трубы, паропроводы	Гибы	Продольные трещины	Хрупкий	Снижение длительной прочности при $t_{\text{экс}} < 450 \text{ }^\circ\text{C}$
Бараны паровых котлов	Кромки отверстий опускных труб	Трещины вокруг отверстий	Хрупкий	Коррозийно-термическая усталость
Корпусные детали турбин	Корпус цилиндра высокого давления, клапан	Трещины в радиусных переходах	Хрупкий	Снижение длительной прочности и малоцикловая усталость

Повреждаемость барабанов паровых котлов. В процессе эксплуатации барабаны котлов испытывают циклические нагрузки, вызванные пусками-остановами котла, перепадами температуры, гидротрясениями и другими факторами. Наиболее интенсивно повреждаемость накапливается в области трубных отверстий, находящихся в нижней части водяного объема барабана. Максимальные растягивающие напряжения в этой области могут превышать средние расчетные в 3—4 раза. Поэтому вокруг отверстий могут зарождаться и распространяться трещины. Установлено, что процесс развития трещин состоит из двух стадий: страгивания с последующим нестабильным ростом и стабильного роста. Стадия страгивания обусловлена, прежде всего, остановами-пусками, а стадия стабильного роста — термическими воздействиями в стационарном режиме эксплуатации.

На повреждаемость барабанов также оказывает влияние местная коррозия, поверхностные дефекты и металлургическое качество

металла. Так, повреждаемость барабанов из наиболее распространенных марок сталей 22К и 16ГНМ зависит от соотношения содержания марганца и серы. При избытке серы и недостатке марганца образуется сульфид железа, который снижает пластичность стали и увеличивает ее хрупкость.

Технологические дефекты барабанов могут являться следствием некачественного изготовления листовых заготовок на металлургическом заводе или некачественного изготовления барабанов на котельном заводе. К дефектам листовых заготовок относят трещины, плены, закаты, расслоения, наличие обезуглероженного слоя и т.п. Технологическими дефектами котельного производства являются отклонения деталей барабана от заданной геометрической формы, дефекты сварки (непровары, поры, шлаковые включения). В сварных барабанах в местах пересечения сварных швов возникают повышенные остаточные напряжения, также приводящие к появлению дефектов.

Повреждаемость металла паропроводов. Трубопроводы энергоустановок в процессе эксплуатации находятся под воздействием механических и температурных напряжений, статических и динамических нагрузок, коррозии, компенсационных нагрузок и т.п. Наиболее повреждаемыми элементами трубопроводов являются гибы, которые находятся в сложном напряженно-деформированном состоянии. Овальность и разнотолщинность труб, искажение формы поперечного сечения приводят к возникновению дополнительных изгибных напряжений. Тонкостенные холоднодеформированные гибы характеризуются определенной степенью наклепа, что снижает их деформационную способность. Поэтому они подвержены бóльшей повреждаемости по сравнению с толстостенными термообработанными гыбами.

Гибы водоопускных и водоперепускных труб из стали 20, работающие при температуре 300—400 °С, могут разрушаться под воздействием коррозионно-усталостных нагрузок при пусках и остановках котла. Разрушение носит хрупкий характер с образованием протяженной сквозной трещины и многочисленных поверхностных трещин.

Гибы паропровода из стали 12Х1МФ, работающие при температуре 540 °С, могут разрушаться хрупко под воздействием ползучести. Зарождение трещины возникает в растянутой зоне гыба.

Причинами разрушения гыбов поверхностей нагрева являются перегревы, коррозия и термическая усталость. Перегрев труб может быть кратковременным и длительным. Причинами кратковременного перегрева могут быть слабая циркуляция и малая скорость рабочей среды, выпуск воды, закупорка сечений труб и т.п. Кратковременный перегрев труб, например поверхностей нагрева котлоагрегатов, при-

водит не только к изменению микроструктуры и накоплению повреждений, но и к разрушению. Анализ микроструктуры труб из перлитных сталей, которые разрушались в результате кратковременного перегрева, показывает наличие мартенсита в зоне разрушения стальной трубы. В этой зоне наблюдаются утонение стенки и увеличение периметра трубы. Магистральная трещина проходит вдоль оси трубы. В зоне разрушения происходит раскрытие трубы под действием тангенциальных напряжений от внутреннего давления.

Длительный перегрев металла труб может быть вызван отложениями солей и окислов на внутренней поверхности труб, присутствием сварочного грата в трубах, нарушением гидродинамики в отдельных змеевиках и т.п. При длительном перегреве труб также возникают продольные трещины, вокруг которых образуется сетка многочисленных трещинок от ползучести. В зоне разрушения микроструктура низколегированных перлитных сталей отличается большей степенью сфероидизации перлитной составляющей, которая усиливается при увеличении длительности перегрева.

Сильное отрицательное воздействие на трубопроводы оказывает ползучесть. Расчетный ресурс гибов паропроводов, работающих в условиях ползучести, составляет 100 тыс. ч. Однако разрушение гибов может происходить и раньше этого срока. Предел длительной прочности паропроводных сталей может существенно различаться в зависимости от фактических режимов термической обработки, структуры и размера зерна. При отклонении от принятых режимов термической обработки интенсивность накопления повреждаемости гибов увеличивается, что отрицательно сказывается на длительной прочности.

Повреждаемость металла паровых турбин. Частые пуски-остановы приводят к появлению трещин в корпусах турбин. Основной причиной образования трещин являются температурные изменения. В тяжелых условиях работают корпуса цилиндров высокого давления (ЦВД). Наиболее повреждаемыми частями корпусных деталей являются зона регулирующей ступени на внутренней поверхности корпусов ЦВД турбин мощностью 100 и 200 МВт, наружные поверхности в зонах паропроводящего и отводящего патрубков корпусов стопорных клапанов турбин мощностью 100 МВт и переходы в подфланцевой зоне на наружной поверхности корпусов стопорных клапанов турбин мощностью 200 и 300 МВт. Интенсивное развитие трещин происходит при наработке 30—40 тыс. ч, а затем при увеличении времени эксплуатации интенсивность развития трещин снижается.

Практика эксплуатации показывает, что основная доля повреждений проточной части турбин приходится на рабочие лопатки.

В основном это рабочие лопатки последних ступеней турбин, которые в большей степени подвержены эрозионному износу. Однако эрозия под воздействием потоков влажного пара представляет собой сложный и опасный коррозионно-эрозионный процесс. Поэтому для защиты металла от такого износа должен быть предусмотрен комплекс мер, включающих в себя легирование сталей, нанесение покрытий, химико-термическую обработку и т.п.

10.3. Изменения, происходящие в структуре и механических свойствах металла в процессе эксплуатации

При продолжительной эксплуатации оборудования и трубопроводов ТЭС в металле происходят структурные и фазовые изменения. Эти изменения отрицательно сказываются на механических свойствах и прежде всего на жаропрочности металла.

Жаропрочность теплоустойчивых сталей 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, которые широко используются в теплоэнергетике, во многом зависит от фазового состава и типа упрочняющих карбидных частиц. До эксплуатации структура этих сталей состоит из ферритной, перлитной и промежуточной (бейнитной) составляющих. В процессе эксплуатации в каждой из структурных составляющих, а также по границам зерен происходят изменения.

Ферритная составляющая после термической обработки упрочнена углеродом, молибденом, хромом и ванадием. Мелкодисперсные карбиды, находящиеся в феррите, затрудняют перемещение дислокаций. При рабочих температурах происходит постепенная коагуляция мелкодисперсных карбидов. Размеры карбидов и расстояния между ними увеличиваются, в результате чего становится меньше препятствий для перемещения дислокаций. В феррите уменьшается количество легирующих элементов путем перехода их в карбидную фазу.

Изменения в перлитной и бейнитной составляющих характеризуются процессом сфероидизации цементитных пластинок. В результате сфероидизации пластинки цементита приобретают форму, похожую на сферу. Наряду с процессом сфероидизации происходит объединение мелких карбидов в более крупные. Сфероидизация карбидов приводит к увеличению скорости ползучести, что снижает жаропрочность стали.

На границах зерен в результате диффузии легирующих элементов происходит интенсивное выделение фаз. В результате этого процесса образуются цепочки карбидов, которые могут превратиться в непрерывную прослойку. Границы зерен утолщаются и создаются дополнительные напряжения, приводящие к образованию пор.

Процессы карбидообразования происходят не только по границам зерен, но и в объеме зерна феррита. Карбид цементитного типа Me_3C , который преобладал в исходном состоянии после термической обработки постепенно растворяется. Вместе с тем образуются карбиды более сложных структур Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$.

При переходе легирующих элементов из твердого раствора в карбиды происходит разупрочнение хромомолибденовых сталей. Например, для сталей 12МХ и 15ХМ в исходном состоянии в карбидах содержатся 3—8 % Мо и Cr. Однако при увеличении времени эксплуатации происходит переход Мо и Cr в карбиды. Для стали 12МХ наиболее интенсивное карбидообразование происходит в первые 20—40 тыс. ч эксплуатации, а для стали 15ХМ — в период от 30 до 50 тыс. ч. При увеличении длительности эксплуатации интенсивность карбидообразования постепенно снижается.

Кинетику перехода молибдена и хрома в карбиды в процессе эксплуатации паропроводов из сталей 12МХ и 15ХМ при температуре 500—510 °С можно проследить по рис. 10.1. После 140—160 тыс. ч

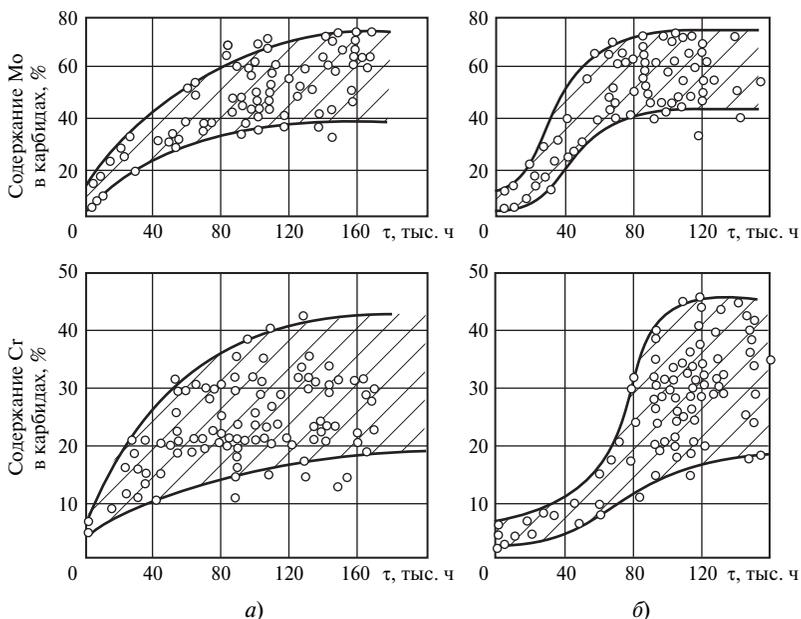


Рис. 10.1. Кинетика перехода молибдена и хрома в карбиды в зависимости от срока эксплуатации сталей 12МХ (а) и 15ХМ (б)

эксплуатации содержание молибдена в карбидах повышается в среднем до 60 %, а хрома до 30 %. Вместе с тем, наблюдается существенный разброс по содержанию молибдена и хрома в карбидах в отдельных трубах.

Структурные и фазовые изменения, происходящие в сталях постепенно приводят и к изменению механических свойств. В начальный, непродолжительный период времени может наблюдаться некоторое повышение характеристик кратковременной прочности сталей, которое можно объяснить упрочнением, вследствие выделения дисперсных фаз. Однако при увеличении длительности эксплуатации характеристики прочности при рабочей температуре снижаются. Установлено, что предел длительной прочности стали 12Х1МФ после 40 тыс. ч эксплуатации при параметрах пара 140 кгс/см² и 560 °С может в среднем снизиться на 30—40 МПа.

10.4. Требования, предъявляемые к металлу в теплоэнергетике

Выбор конструкционных материалов, используемых в теплоэнергетике, и основные требования, предъявляемые к ним, определяются условиями эксплуатации энергооборудования и трубопроводов. В § 10.1 были рассмотрены условия работы металла в теплоэнергетике под воздействием эксплуатационных факторов. Эти условия характеризуются высокими температурой и давлением, агрессивностью рабочей среды. Например, металл поверхностей нагрева котлоагрегатов должен обладать не только высокими прочностью и пластичностью, но и достаточно высоким сопротивлением электрохимической коррозии со стороны пароводяной среды и химической коррозии от продуктов сгорания топлива. В таких условиях металл энергоустановок должен надежно работать длительное время. Обычно расчетный срок службы энергетического оборудования принимают равным 10⁵ ч. Это срок службы обусловлен процессами ползучести при высоких температурах и сохранением характеристик длительной прочности на необходимом уровне. При увеличении скорости ползучести, снижении длительной прочности может возникнуть опасность разрушения металла элементов оборудования.

Исходя из сложных условий, в которых работают современные энергоустановки, к микроструктуре и свойствам металла предъявляют следующие основные требования:

- жаропрочность (сопротивление ползучести);
- жаростойкость (сопротивление окислению в газовой среде при высоких температурах);

- сопротивление усталости (включая термическую усталость);
- коррозионная стойкость (сопротивление разрушению в результате химического или электрохимического воздействия внешней среды);
- эрозионная стойкость (сопротивление износу под воздействием абразивных частиц, потоков воды и пара);
- стабильность структуры и механических свойств при рабочих температурах.

Кроме того, металл оборудования и трубопроводов должен обладать высокими технологическими свойствами (хорошо свариваться, обрабатываться давлением и резанием, не иметь металлургических дефектов и т.п.). Высокие технологические свойства металла, которые закладываются при его выплавке на металлургических заводах, обеспечивают высокое качество оборудования и трубопроводов на стадиях их изготовления на машиностроительных заводах, монтажа на стройплощадках и ремонта в цеховых условиях.

Для обеспечения высокой жаропрочности используют специальное легирование и последующую термическую обработку. При повышенных температурах из пересыщенного твердого раствора с ограниченной растворимостью выделяются упрочняющие частицы, которые затрудняют движение дислокаций. Легирование и термическая обработка определяют структурный класс сталей, уровень механических свойств и предельную рабочую температуру.

В табл. 10.2 приведены значения предельной рабочей температуры для нескольких марок легированных сталей различных классов, широко используемых в теплоэнергетике.

Таблица 10.2

Предельная рабочая температура для некоторых марок легированных сталей

Класс стали	Марка	Предельная рабочая температура, °С
Перлитный	12МХ	530
Перлитный	15ХМ	550
Перлитный	12Х1МФ	570
Перлитный	15Х1М1Ф	575
Ферритно-мартенситный	12Х11В2МФ	630
Аустенитный	12Х18Н10Т	610

Правильный выбор конструкционных материалов является важным условием надежности, долговечности и экономичности эксплуатации оборудования и трубопроводов в теплоэнергетике.

Контрольные вопросы

1. В каких условиях работает металл в теплоэнергетике?
2. Какие Вы можете назвать конструктивно-технологические и эксплуатационные факторы, влияющие на структурно-механическое состояние металла?
3. Что такое повреждаемость металла?
4. Каковы основные типы повреждений металла оборудования и трубопроводов ТЭС?
5. Назовите основные причины повреждений и разрушения металла элементов энергоустановок.
6. Какие технологические дефекты могут появиться в барабанах паровых котлов?
7. Какие элементы паропроводов являются наиболее повреждаемыми?
8. Чем опасен длительный перегрев металла труб поверхностей нагрева?
9. Что является причиной появления трещин в металле корпусов турбин?
10. Под воздействием каких факторов происходит износ металла лопаток паровых турбин?
11. Какие структурные и фазовые изменения происходят в металле оборудования и трубопроводов в процессе длительной эксплуатации?
12. Как происходит процесс образования карбидов в металле при длительной эксплуатации?
13. Как изменяются механические свойства металла в зависимости от срока службы?
14. Перечислите основные требования, предъявляемые к металлу в теплоэнергетике.

ОСНОВНЫЕ СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА
В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ

11.1. Общие понятия

Исходя из специфических эксплуатационных условий, в которых работает металл в теплоэнергетике, жаропрочность, жаростойкость и коррозионно-эрозионная стойкость являются основными служебными свойствами.

Жаропрочность — способность металлов и сплавов длительно работать без разрушения под воздействием внешних нагрузок и повышенных температур. Знание характеристик жаропрочности важно при выборе материала, когда металл деталей и конструкций нагревается до температуры выше $0,3 T_{пл}$. Чем выше рабочая температура, действующее напряжение и длительность эксплуатации, тем более высокие требования предъявляются к жаропрочности металла.

В процессе эксплуатации металла при высоких температурах ускоряются диффузионные процессы, изменяются исходные микроструктура и механические свойства материалов. При повышении температуры значительно возрастает число вакансий и увеличивается подвижность точечных дефектов. Диффузия способствует перемещению дислокаций путем их переползания, в результате чего реализуется диффузионный механизм пластической деформации (ползучести). При увеличении времени эксплуатации снижается прочность, полученная при исходной термической обработке, происходит потеря упрочнения, вызванного пластической деформацией, за счет возврата и рекристаллизации.

Для увеличения жаропрочности конструкционных материалов необходимо ограничить подвижность дислокаций и замедлить диффузионные процессы. Это возможно за счет повышения прочности межатомных связей, создания препятствий для перемещения дислокаций внутри зерен и на их границах и увеличения размеров зерен. Чем крупнее зерно, тем меньше протяженность межзеренных границ и слабее межзеренное скольжение и диффузионные перемещения.

В основе явлений, характеризующих жаропрочность, лежат процессы, происходящие при ползучести. Чем медленнее увеличивается деформация, а следовательно, меньше скорость ползучести, тем

выше будет жаропрочность материала при заданных напряжении и температуре. Для металлов в теплоэнергетике характерна рекристаллизационная ползучесть, которая начинается при температуре, бóльшей температуры рекристаллизации $T_{рек}$. Следовательно, чем выше $T_{рек}$ материала, тем выше его жаропрочность. Поэтому одним из путей повышения жаропрочности является увеличение $T_{рек}$ за счет использования тугоплавких материалов в качестве основы сплавов или твердых растворов при легировании.

Тугоплавкие материалы повышают не только $T_{рек}$, но и прочность межатомных связей, а следовательно, снижают скорости диффузии и ползучести. При легировании растворенные атомы легирующих элементов повышают сопротивление ползучести за счет упругого взаимодействия с дислокациями и влияния на диффузионные процессы.

На скорость ползучести может сильно влиять термическая обработка, в результате которой происходит упрочнение металла вследствие выделения из пересыщенных твердых растворов упрочняющих фаз. Такие фазы в виде карбидов, нитридов, интерметаллидов создают препятствия и затрудняют пластическую деформацию, что приводит к снижению скорости ползучести.

Жаростойкость — способность металлов и сплавов сопротивляться окислению и газовой коррозии при высоких температурах. При низкой жаростойкости происходит преждевременное разрушение поверхностных слоев металлов и сплавов, что вызывает большие проблемы при эксплуатации деталей и конструкций в коррозионных газовых средах.

Жаростойкость зависит от многих внешних и внутренних факторов. В основном жаростойкость зависит от состояния поверхности металла, ее структуры и чистоты обработки. Чем более тщательно обработана поверхность (например, шлифовкой и полировкой), тем медленнее идет процесс окисления, так как оксиды распределены равномерно и более прочно сцеплены с поверхностью металла. Образующаяся на поверхности оксидная пленка защищает металл от дальнейшего окисления. Защитные свойства оксидной пленки повышаются, если она плотная, не пропускает ионы кислорода и не отслаивается при механическом воздействии. К металлам, которые образуют такие пленки, относятся хром, алюминий и кремний, обладающие бóльшим химическим сродством к кислороду, чем железо. Поэтому эти химические элементы используются в качестве легирующих для повышения жаростойкости.

Структура жаростойкого материала должна быть однородной и однофазной. Термическая обработка изменяет строение сплавов и, следовательно, их жаростойкость. Отжиг и нормализация приводят к формированию однофазной структуры и способствуют увеличению жаростойкости металла.

Величина зерна практически не влияет на жаростойкость металла. Пластическая деформация снижает жаростойкость, приводит к образованию остаточных напряжений и увеличению их градиента в структуре металла.

Коррозионно-эрозионная стойкость — способность металлов и сплавов сопротивляться коррозии и эрозии. В основе коррозии лежит процесс окисления металла, который может привести к разрушению его поверхностного слоя. Коррозия может быть химической и электрохимической. Если химическая коррозия происходит в газовой среде, то электрохимическая коррозия — при взаимодействии с жидким электролитом. При химической коррозии окисление металла и восстановление окислителя происходят одновременно. Скорость химической коррозии определяется кинетикой химических реакций. При электрохимической коррозии окисление металла является результатом действия двух взаимосвязанных электрохимических процессов: ионизации атомов металла (анодный процесс) и восстановления окислителя (катодный процесс). Скорость этих процессов зависит от электродного потенциала.

В основе *эрозии* лежит разрушение поверхностного слоя металла под воздействием ударяющихся в него твердых частиц, капель или потока жидкости, а также потока пара. Если эрозия происходит в воде или влажном паре, то проявляется сложный коррозионно-эрозионный процесс, так как при ударе потока или капелек влаги разрушается оксидная пленка.

Таким образом, при выборе материалов для изготовления деталей узлов и конструкций энергоустановок необходимо учитывать их жаропрочность, жаростойкость и коррозионно-эрозионную стойкость в зависимости от условий их эксплуатации (температуры, давления, рабочих нагрузок, вида и агрессивности рабочей среды и т.п.)

11.2. Жаропрочность

Одним из основных требований, предъявляемых к металлу энергоустановок, является высокая жаропрочность.

Для оценки показателей жаропрочности металла проводят механические испытания на ползучесть, длительную прочность и релаксацию напряжений.

11.2.1. Ползучесть

Ползучесть — это свойство металла медленно пластически деформироваться под действием постоянной нагрузки (напряжения). Ползучесть может проявляться при любом виде нагружения металла, поэтому при расчете на прочность деталей и конструкций необходимо учитывать это явление.

Для количественной оценки характеристик жаропрочности металла проводят длительные механические испытания на ползучесть. Машины для испытаний на ползучесть позволяют при заданных температуре t и напряжении σ регистрировать деформацию ползучести ϵ . На рис. 11.1 представлена схема установки для испытания металла на ползучесть растяжением. По мере удлинения образца 4 наружная шина 5, жестко связанная с верхней частью образца, перемещается относительно внутренней шины 6, которая также жестко связана с нижней частью образца. Это перемещение, соответствующее удлинению образца, фиксируется индикаторами 7. Применение двух индикаторов, установленных симметрично по отношению к образцу, исключает влияние перекоса шин на результаты измерений.

На ползучесть испытывают растяжением несколько образцов при заданной температуре t и различных напряжениях σ . Длительность испытаний составляет 50—100 000 ч. Испытания на ползучесть требуют соблюдения следующих условий:

- значение температуры образца не должно отличаться от заданного более чем на 3°C ;
- градиент температуры по образцу не более чем 3°C ;
- измерение деформаций должно производиться с точностью 0,001—0,002 мм;
- погрешность измерения силы, действующей на образец не должна превышать $\pm 1\%$.

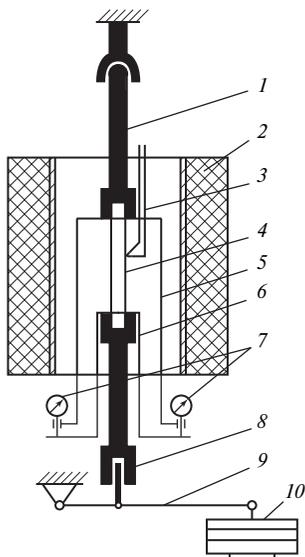


Рис. 11.1. Схема установки для испытания металла на ползучесть:

1 — верхний захват; 2 — электропечь; 3 — термопреобразователи; 4 — образец; 5 — наружная шина; 6 — внутренняя шина; 7 — индикатор часового типа; 8 — нижний захват; 9 — грузовой рычаг; 10 — грузы

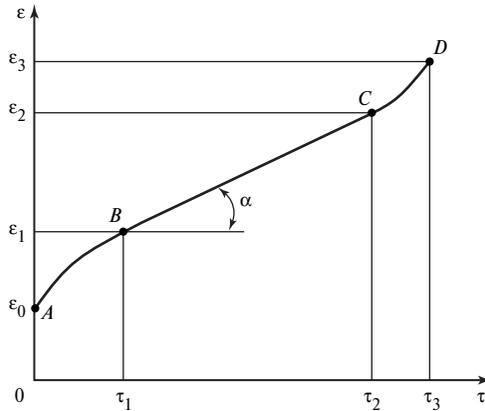


Рис. 11.2. Схема диаграммы ползучести

По результатам испытаний строят диаграммы ползучести в координатах деформация ϵ — время τ (рис. 11.2).

На диаграмме ползучести рассматривают следующие участки ползучести: $0A$ — «мгновенная»; AB — неустановившаяся; BC — установившаяся; CD — ускоренная, заканчивающаяся разрушением.

Основными показателями ползучести являются скорость и предел ползучести.

Скорость ползучести $\dot{\epsilon}$ можно определить по диаграмме ползучести (рис. 11.2)

$$\dot{\epsilon} = d\epsilon/d\tau = \operatorname{tg} \alpha,$$

где α — угол наклона касательной в данной точке диаграммы ползучести к оси абсцисс.

На самом продолжительном прямолинейном установившемся участке BC диаграммы рекристаллизационной ползучести скорость ползучести $\dot{\epsilon}$ постоянна. Скорость установившейся ползучести существенно зависит от действующего напряжения и температуры. При увеличении напряжения σ при постоянной температуре t скорость ползучести $\dot{\epsilon}$ также увеличивается (рис. 11.3, а). Зависимость $\dot{\epsilon}$ от σ можно аппроксимировать степенным уравнением

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^b, \quad (11.1)$$

где A и b — экспериментальные коэффициенты для испытуемого материала при заданной температуре.

Логарифмируя зависимость (11.1), получаем уравнение прямой линии

$$\lg \dot{\epsilon} = \lg A + b \lg \sigma. \quad (11.2)$$

Уравнением (11.2) удобно пользоваться на практике, так как оно дает возможность применить метод экстраполяции.

С увеличением температуры при постоянном напряжении σ диаграмма ползучести идет круче, и скорость ползучести также увеличивается (рис. 11.3, б).

Зависимость $\dot{\epsilon}$ от T представляют в виде следующего уравнения:

$$\dot{\epsilon} = a e^{bT}, \quad (11.3)$$

где a и b — экспериментальные коэффициенты, зависящие от испытуемого материала; e — основание натуральных логарифмов.

Согласно исследованиям С.П. Журкова, основанным на термокинетических представлениях природы прочности твердых тел, зависимость скорости ползучести от напряжения и температуры имеет вид

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp[-(U_0 - \gamma\sigma)/(RT)], \quad (11.4)$$

где $\dot{\epsilon}_0$ — постоянная, равная 10^{13} 1/с; U_0 — энергия активации движения дислокаций при ползучести, кДж/моль; γ — коэффициент, кДж/(МПа · моль); σ — напряжение в образце при растяжении, МПа; R — универсальная газовая постоянная, кДж/(моль · К); T — температура, К.

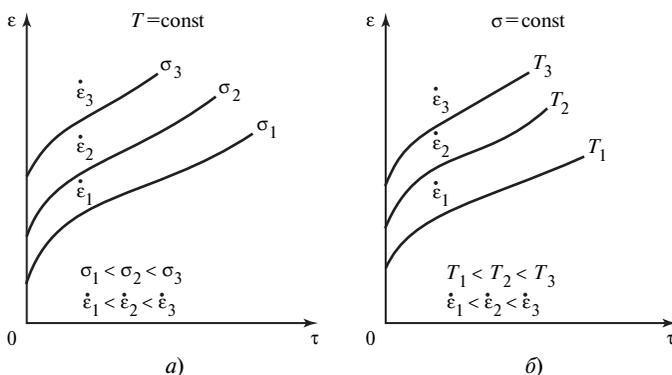


Рис. 11.3. Диаграммы ползучести в зависимости от напряжения σ при $T = \text{const}$ (а) и температуры T при $\sigma = \text{const}$ (б)

Предел ползучести есть напряжение, которое вызывает заданную деформацию за определенный промежуток времени. Заданная деформация устанавливается исходя из допустимых зазоров между деталями, а время — из срока службы изделия. Так, для теплоэнергетического оборудования задается деформация, равная 1 %, а время — 10^5 ч. При таком большом промежутке времени основная деформация соответствует прямолинейному участку диаграммы ползучести, по сравнению с которой деформация на начальном криволинейном участке ничтожно мала и ею можно пренебречь. Тогда скорость деформации на установившемся участке для $\varepsilon = 1$ % и времени $\tau = 10^5$ ч будет составлять $1/10^5$ %/ч (10^{-5} %/ч).

Предел ползучести обозначается $\sigma_{\varepsilon/\tau}^t$, где t — температура, °С; τ — время, ч; ε — деформация, %. Например, для допускаемой деформации, равной 1 %, за 10^5 ч при температуре $t = 500$ °С предел ползучести обозначается: $\sigma_{1/10^5}^{500} = 130$ МПа (напряжение, равное 130 МПа, вызывает деформацию в 1 % за 10^5 ч при температуре 500 °С).

Если деформация на начальном, неустановившемся участке диаграммы ползучести достаточно заметна и ею нельзя пренебречь, например, в материалах авиационных двигателей, то тогда предел ползучести можно найти только при заданной деформации за некоторый промежуток времени с учетом деформации на начальном участке. Определение предела ползучести по скорости ползучести в этом случае неприменимо, так как скорость ползучести — переменная величина.

Различают несколько видов ползучести в зависимости от значения рабочей температуры. При этом температура, равная температуре рекристаллизации металла $T_{\text{рек}}$ является определяющей при установлении вида ползучести. Если $t < T_{\text{рек}}$, то проявляется *логарифмическая ползучесть*, которая характеризуется тем, что с течением времени τ скорость ползучести затухает (рис. 11.4, а). Диаграмму ползучести в этом случае можно описать логарифмическим уравнением $\varepsilon = a \ln \tau$, где a — постоянный коэффициент. При температуре немного выше $T_{\text{рек}}$ проявляется *рекристаллизационная ползучесть*, при которой на большей части диаграммы ползучести скорость ползучести постоянна, а уравнение диаграммы имеет вид прямой линии: $\varepsilon = b\tau + c$, где b и c — постоянные коэффициенты (рис. 11.4, б). Если температура t значительно превышает $T_{\text{рек}}$, то скорость ползучести непрерывно уве-

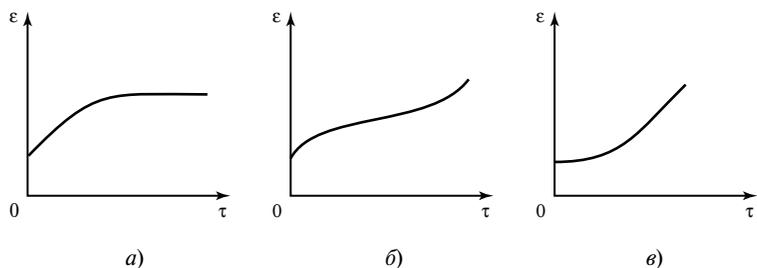


Рис. 11.4. Схемы типичных первичных диаграмм ползучести:

a — логарифмическая ползучесть; *б* — рекристаллизационная ползучесть; *в* — диффузионная ползучесть

личивается. В этом случае ползучесть называют *диффузионной*. Диаграмма ползучести описывается степенным уравнением $\varepsilon = k\tau^n$, где k и n — постоянные коэффициенты (рис. 11.4, *в*).

Наиболее типичным и важным видом ползучести металла, применяемого в теплоэнергетике, является рекристаллизационный (см. рис. 11.4, *б*).

11.2.2. Длительная прочность

Длительная прочность — это сопротивление материалов разрушению в условиях ползучести. Испытания на длительную прочность выполняются на тех же машинах, что и испытания на ползучесть, но с доведением образцов до разрушения. Обычно испытывают не менее 10 образцов из одного материала при одной и той же температуре, но при разных напряжениях: $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3, \dots, > \sigma_n$.

В результате таких испытаний получают диаграмму длительной прочности в координатах напряжение σ — время до разрушения τ (рис. 11.5). При уменьшении σ время до разрушения τ увеличивается.

Чаще всего диаграмму длительной прочности представляют в виде степенного уравнения

$$\tau = A_1 \sigma^{-b_1}, \quad (11.5)$$

где A_1 и b_1 — постоянные коэффициенты для испытываемого материала при заданной температуре.

Прямые линии на рис. 11.6 получают в результате логарифмирования (11.5). Для одного материала в зависимости от температуры

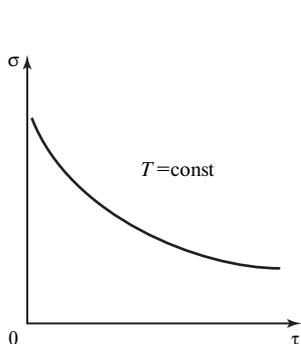


Рис. 11.5. Схема диаграммы длительной прочности

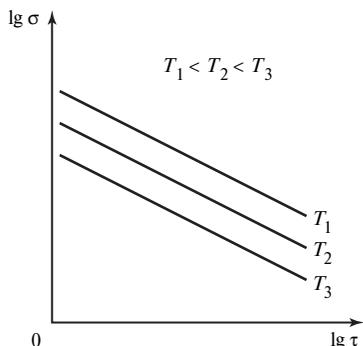


Рис. 11.6. Схема диаграмм длительной прочности в логарифмических координатах при разных значениях T

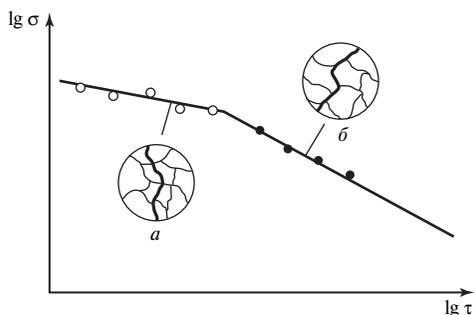


Рис. 11.7. Возможный вид диаграммы длительной прочности:
 a — внутрикристаллитное разрушение; $б$ — межкристаллитное разрушение

испытания эти прямые линии располагаются параллельно, но на разных уровнях. Чем выше температура, тем ниже проходят эти линии. Параллельное расположение линий указывает на независимость показателя степени в (11.5) от температуры. Изображение результатов испытаний в логарифмических координатах дает возможность не только получать прямые линии, но и упростить экстраполяцию результатов. Однако возможны и изломы линий, зависящие от характера разрушения металла: от обычного внутрикристаллитного оно переходит в межкристаллитное за счет различия прочностных свойств зерен и межзеренных прослоек (рис. 11.7). В связи с этим при экстраполяции результатов испытаний на большую длительность можно получить неверные результаты.

Экстраполяция считается надежной, если известен характер разрушения, который устанавливается металлографическими исследованиями изломов образцов.

Исходя из термокинетических представлений, С.Н. Журковым предложено обобщенное уравнение диаграммы длительной прочности:

$$\tau = \tau_0 \exp[(U_0 - \gamma\sigma)/(RT)],$$

где τ — время до разрушения, с; τ_0 — постоянная, равная 10^{-13} с; U_0 , γ , σ , R , T — параметры те же, что и в (11.4).

Диаграммы длительной прочности дают возможность оценить *предел длительной прочности* — напряжение, которое при постоянной температуре доводит металл до полного разрушения за заданный промежуток времени, определяемый сроком службы изделия. Предел длительной прочности обозначается σ_t^t , где t — температура, °С; τ — время до разрушения, ч. Так, для теплоэнергетического оборудования значения σ_t^t находят по времени, равному 10^5 ч. В этом случае величина σ_t^t есть напряжение, доводящее металл до разрушения за 10^5 ч при заданной температуре. Например, $\sigma_{10^5}^{550} = 150$ МПа — напряжение, равное 150 МПа, доводит металл до разрушения за 10^5 ч при температуре 550 °С.

Параметрическая зависимость Ларсена—Миллера. Изменение предела длительной прочности металла в зависимости от температуры можно определить по параметрической зависимости Ларсена—Миллера:

$$T_1(c + \lg \tau_1) = T_2(c + \lg \tau_2),$$

где T_1 и T_2 — абсолютные значения температуры; c — постоянный коэффициент; τ_1 и τ_2 — соответствующие продолжительности испытаний металла до разрушения при температурах T_1 и T_2 и одинаковых напряжениях.

В параметрической зависимости Ларсена—Миллера напряжение является постоянной величиной. Если при температуре T_1 и напряжении σ известна продолжительность испытания до разрушения τ_1 , то

по этой зависимости можно определить время до разрушения τ_2 при температуре T_2 и постоянном напряжении σ .

Параметрическую зависимость Ларсена—Миллера можно представить в виде графика, который упрощает определение предела длительной прочности при заданной температуре (рис. 11.8).

Графическое изображение параметрической зависимости выполняется следующим образом. По диаграммам длительной прочности, построенным при разных температурах в координатах $\lg \sigma$ — $\lg \tau$ (см. рис. 11.6), находят при заданной продолжительности испытаний (например, τ_1) параметр $T(c + \lg \tau_1)$, который при повышении температуры T увеличивается. При продолжительности испытания τ_1 можно получить прямолинейную зависимость между T и $T(c + \lg \tau_1)$. Аналогичные связи получают и для других продолжительностей испытаний (τ_2, τ_3 и т.д.), которые расположены параллельно на графике T в зависимости от $T(c + \lg \tau)$ (рис. 11.8, а).

Затем по диаграммам длительной прочности (см. рис. 11.6) при заданной продолжительности испытаний (например, τ_1) для разных значений напряжения σ находят параметр $T(c + \lg \tau_1)$, который при

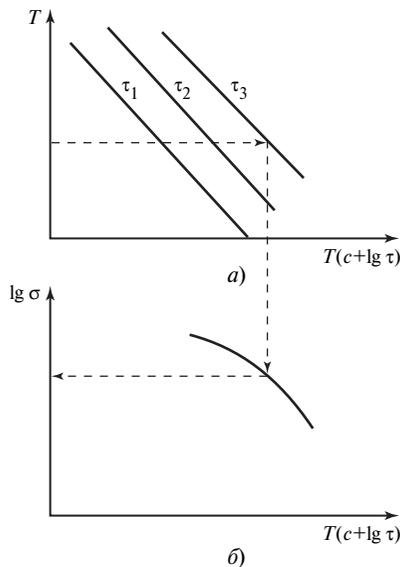


Рис. 11.8. Графическое изображение параметрической зависимости Ларсена—Миллера

понижении напряжения увеличивается из-за повышения температуры. В результате при продолжительности испытаний τ_1 можно получить связь между σ и $T(c + \lg \tau_1)$. Аналогичные связи получают и для других продолжительностей испытаний (τ_2, τ_3 и т.д.). Экспериментальные точки, соответствующие этим связям, наносят на график $\lg \sigma$ в зависимости от $T(c + \lg \tau)$ (см. рис. 11.8, б).

Таким образом, получают два графика: T в зависимости $T(c + \lg \tau)$ и $\lg \sigma$ в зависимости $T(c + \lg \tau)$, которые имеют общую абсциссу $T(c + \lg \tau)$ и поэтому могут быть совмещены.

По графикам рис. 11.8 можно определить напряжение при заданных температуре и времени до разрушения. Для этого из точки, соответствующей заданной температуре, проводят горизонтальную линию до пересечения с линией, соответствующей заданной продолжительности испытания. Затем из точки пересечения проводят вертикальную линию до пересечения с линией графика $\lg \sigma — T(c + \lg \tau)$. Из этой точки пересечения проводят горизонтальную линию до пересечения с осью ординат, по которой определяют искомое напряжение σ .

11.2.3. Релаксация напряжений

Релаксация напряжений — это самопроизвольное затухающее падение напряжений в материале с течением времени. Релаксация напряжений происходит за счет перехода упругой деформации $\varepsilon_{уп}$ в пластическую $\varepsilon_{пл}$ при постоянной общей начальной деформации $\varepsilon_{об}$, т.е. в каждый момент времени соблюдаются условия:

$$\varepsilon_{об} = \varepsilon_{уп} + \varepsilon_{пл} = \text{const};$$

$$\varepsilon_{уп} = \text{var}; \quad \varepsilon_{пл} = \text{var};$$

$$\sigma = \text{var}; \quad T = \text{const}.$$

Релаксация напряжений сопровождается теми же процессами, что и при ползучести, т.е. медленное пластическое деформирование происходит при постепенно убывающем напряжении, а при ползучести — при постоянном напряжении.

Типичным примером релаксации является снижение напряжений в болтах и шпильках фланцевых соединений. Несмотря на начальную затяжку болтов с течением времени при повышенных темпера-

турах происходит ослабление натяга за счет перехода части упругой деформации в пластическую.

Для оценки релаксационной стойкости материала выполняют его испытание на релаксацию и получают диаграмму релаксации. Диаграмма релаксации изображает снижение напряжений во времени (рис. 11.9). Получить данные для построения диаграммы релаксации напряжений можно различными методами, например растяжением или изгибом образца. Метод изгиба, предложенный И.А. Одингом, широко применяется в технике (рис. 11.10). Напряжение в рабочей части образца создается клином, который вставляется в поперечную прорезь и оценивается по значению деформации Δl , зависящей от

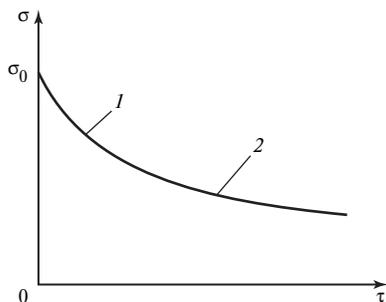


Рис. 11.9. Схема диаграммы релаксации:

1 — участок ускоренного снижения напряжения; 2 — участок замедленного снижения напряжения

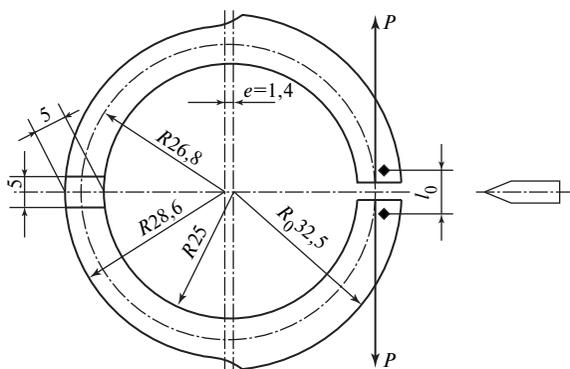


Рис. 11.10. Схема кольцевого образца для испытания на релаксацию изгибом

изменения размера прорези кольца. Напряжение σ в крайнем волокне рабочей части образца можно вычислить по формуле

$$\sigma = \beta E_t \Delta l, \quad (11.6)$$

где β — коэффициент, зависящий от размеров образца; E_t — модуль нормальной упругости при температуре испытания; Δl — упругая деформация, определяющаяся изменением размера прорези кольца.

Значение Δl измеряют с помощью инструментального микроскопа, цена деления которого не ниже 0,01 мм. Поскольку края прорези образца могут быть шероховатыми или подверженными коррозии, то значение Δl определяют по изменению условного расстояния l_0 между центрами квадратных отпечатков, полученных алмазной пирамидой на приборе Виккерса (см. рис. 11.10).

Методика испытания на релаксацию изгибом состоит в следующем:

- зная начальное значение напряжения σ_0 , можно подсчитать по (11.6) значение Δl_0 , равное упругому приращению исходной длины l_0 ;
- по Δl_0 подбирается клин такого размера, при котором расстояние между отпечатками составит $l_0 + \Delta l_0$;
- кольцевой образец, нагруженный клином до первоначального напряжения σ_0 , помещается в печь и выдерживается при температуре испытания в течение заданного времени;
- после выдержки образец охлаждают, извлекают из печи, освобождают от клина и измеряют расстояние l_1 между отпечатками. Так как часть упругой деформации переходит в пластическую при неизменной общей деформации, то первоначальная упругая деформация Δl_0 уменьшилась и стала $\Delta l_1 = l_0 - l_1$. В результате произошло снижение первоначального напряжения σ_0 до значения $\sigma_1 = \beta E_t \Delta l_1$;
- затем образец снова нагружают клином и помещают в печь на следующую выдержку, в результате которой напряжение снижается до значения $\sigma_2 < \sigma_1$ и т.д. При первых нагружениях проводят кратковременные выдержки, составляющие десятки часов, а затем продолжительность увеличивают до сотен часов и более.

Изложенный метод испытаний на релаксацию напряжений позволяет одновременно размещать до нескольких десятков образцов, подвешенных на одном горизонтальном стержне. По полученным результатам испытаний строят диаграмму релаксации в координатах напряжение—время (см. рис. 11.9).

Диаграмму релаксации можно описать степенным уравнением, если принять условие, что между скоростью снижения напряжения $-d\sigma/d\tau$ и действующим напряжением σ имеет место пропорциональная связь:

$$-d\sigma/d\tau = k\sigma, \quad (11.7)$$

где k — коэффициент, зависящий от материала и температуры.

Тогда из (11.7) определяют

$$-d\sigma/\sigma = k d\tau. \quad (11.8)$$

Интегрируя обе части (11.8)

$$\int_{\sigma_0}^{\sigma} (-d\sigma/\sigma) = \int_0^{\tau} k d\tau, \quad (11.9)$$

получаем

$$-\ln(\sigma/\sigma_0) = k\tau,$$

или

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-k\tau). \quad (11.10)$$

Соотношение (11.10) является уравнением диаграммы релаксации, которое после логарифмирования приобретает вид уравнения прямой линии

$$\ln \sigma = \ln \sigma_0 - k\tau.$$

Количественной характеристикой релаксации служит величина падения напряжения за определенный промежуток времени. Так, в теплоэнергетике контролируется спад напряжения за промежуток времени 10^4 ч. При этом устанавливается допустимое значение остаточного напряжения $\sigma_{ост}$, ниже которого за контрольный промежуток времени τ_k напряжение не должно снижаться. Исходя из этого можно сравнивать релаксационную стойкость различных материалов, располагая их диаграммами релаксации.

Из диаграмм релаксации материалов в координатах σ — τ (рис. 11.11) следует, что материал 1 обладает большей релаксационной стойкостью по сравнению со стойкостью материала 2, так как в нем за конт-

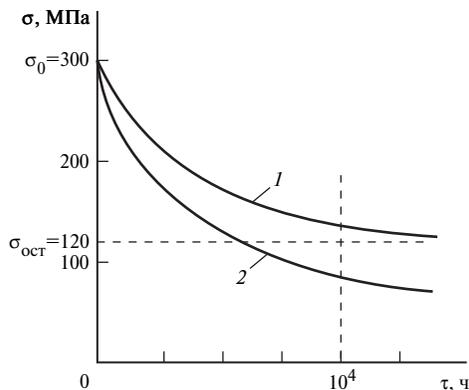


Рис. 11.11. Сравнение релаксационной стойкости материалов 1 и 2 по их диаграммам релаксации

рольный промежуток времени 10^4 ч не произошло снижения напряжения ниже допустимого (120 МПа).

11.2.4. Металловедческие факторы, влияющие на жаропрочность

В основе явлений, характеризующих жаропрочность, лежат процессы, происходящие при ползучести. Чем медленнее увеличивается деформация ползучести, а следовательно, меньше скорость ползучести, тем выше будет жаропрочность материала при заданных напряжении и температуре. Наиболее типичный вид ползучести, рекристаллизационный, начинается при температуре, большей температуры рекристаллизации $T_{рек}$. Следовательно, чем выше $T_{рек}$ материала, тем выше его жаропрочность. Поэтому один из путей повышения жаропрочности — увеличение $T_{рек}$.

Повысить $T_{рек}$ можно за счет использования тугоплавких материалов в качестве основы сплава или твердых растворов при легировании. Температура рекристаллизации чистого металла связана с температурой его плавления $T_{пл}$. При увеличении $T_{пл}$ повышаются $T_{рек}$ и прочность межатомных связей, понижаются скорости диффузии и ползучести. При легировании растворенные атомы легирующих элементов существенно повышают сопротивление ползучести за счет упругого взаимодействия с дислокациями и влияния на диффузионные процессы.

Таблица 11.1

**Характеристики жаропрочности некоторых сплавов
на никелевой основе (нимоников)**

Марка	$t, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{10^{-5}}, \text{МПа}$	$\sigma_{10^5}, \text{МПа}$
12МХ	480	150	200
	510	70	120
	540	35	70
12Х1МФ	520	130	160
	560	84	108
	580	62	95
15Х5М	480	69	147
	540	39	74
15Х5ВФ	500	59	90
	550	37	69
	600	27	51

На скорость ползучести может сильно влиять термическая обработка, в результате которой происходит упрочнение материала вследствие выделения из пересыщенных твердых растворов упрочняющих фаз. Такие фазы в виде карбидов, нитридов, интерметаллидов затрудняют пластическую деформацию, поэтому скорость ползучести снижается.

Типичным примером материалов с высокой жаропрочностью являются сплавы на никелевой основе (нимоники), из которых изготавливают лопатки газовых турбин, диски, роторы, крепежные детали и другие изделия. Некоторые марки сплавов с указанием пределов ползучести и длительной прочности при повышенных температурах представлены в табл. 11.1.

11.3. Коррозионно-эрозионная стойкость

11.3.1. Общие сведения о коррозии и эрозии металла

В процессе эксплуатации теплоэнергетического оборудования и трубопроводов их поверхности подвергаются самопроизвольному разрушению при взаимодействии с окружающей средой. Наиболее опасным является химическое или электрохимическое взаимодействие, в результате которого происходит окисление металла, приводящее к его частичному или полному разрушению. Такой процесс окисления

металла называют коррозией, а последствия этого процесса называют коррозионным повреждением или коррозионным разрушением.

В зависимости от характера и свойств окружающей среды и условий взаимодействия с ней металла существует два основных вида коррозии — химическая и электрохимическая (ЭХК). *Химическая коррозия*, как правило, происходит при взаимодействии металла с газовой средой. *Электрохимическая коррозия* происходит в жидких электролитах. Характерными средами для ее протекания являются влажные атмосфера и почва, вода, водные растворы солей, щелочей и кислоты.

При ЭХК возникает коррозионный ток и металл, погруженный в электролит, растворяется в результате электрохимического взаимодействия его поверхности с электролитом. При этом на поверхности металла образуются коррозионные микрогальванические элементы типа анод-катод. На аноде происходят ионизация и растворение в электролите атомов металла, а на катоде восстановление окислительного компонента, содержащегося в окружающей металл коррозионной среде (электролите).

Схема работы анодно-катодного коррозионного элемента представлена на рис. 11.12.

Для условий эксплуатации теплоэнергетического оборудования наиболее проблемной является *газовая коррозия*, развивающаяся при взаимодействии с газовой средой. Этот вид коррозии происходит при температурах, превышающих 550 °С в кислородосодержащих газовых средах, на воздухе, в углекислом газе, сухом водяном паре, чистом кислороде и в топочных газах котельного оборудования.

Главной причиной разрушения поверхности деталей является термодинамическая неустойчивость металла, находящегося в рабочей газовой среде. В связи с этим окислительный компонент среды, отни-

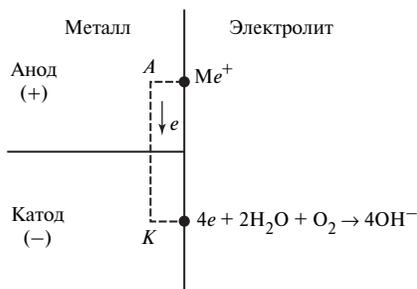


Рис. 11.12. Схема электрохимического анодно-катодного коррозионного процесса

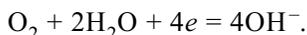
мая у металла валентные электроны, образует оксид, который обладает высокой стабильностью в данной среде. Сформировавшийся оксид образует на поверхности детали пленку. Защитными свойствами обладают пленки, которые покрывают поверхность металла сплошным слоем. Интенсивность процесса дальнейшего окисления поверхности детали зависит от строения образовавшейся оксидной пленки, главным образом, от степени ее плотности или сплошности. Условием сплошности пленки является отношение молекулярного объема оксида $V_{\text{ок}}$ к объему металла $V_{\text{м}}$, из которого образовался оксид. Если отношение $2,5 > V_{\text{ок}}/V_{\text{м}} > 1$, то пленка имеет хорошие защитные свойства. При $V_{\text{ок}}/V_{\text{м}} < 1$ образуется рыхлый оксид. Однако, если $V_{\text{ок}}/V_{\text{м}} > 2,5$, то под влиянием возникающих внутренних напряжений пленка растрескивается и скалывается, после чего снова происходит окисление металла. Возникновение внутренних напряжений является следствием большой разницы объемов металла и оксида.

Предельное значение температуры наружной поверхности нагреваемых деталей в основном зависит от химического состава стали. Например, для стали 12Х1МФ в большинстве случаев оно составляет 585 °С, а для сталей 12Х11В2МФ и 12Х18Н12Т — соответственно 630 °С и 640 °С. Глубина окисления стали 12Х1МФ в воздушной среде за время 10^5 ч при температуре 585 °С составляет примерно 0,5 мм. Однако развитие процесса коррозии зависит от нескольких факторов, среди которых основным является вид сжигаемого топлива. Например, глубина коррозии изделия из стали 12Х1МФ при температуре 585 °С за 10^5 ч для антрацитового штыба составляет 0,7 мм, назаровского угля — 0,55 мм, экибастузского угля — 0,85 мм, мазута марки 100—0,8 мм, природного газа — 0,34 мм.

На аноде происходит ионизация атомов повреждаемого металла:



а на катоде — восстановление растворенного в электролите кислорода:



В результате перемещения электронов (e) и ионов (OH^-) в электролите возникает коррозионный ток, значение которого характеризует интенсивность ЭХК.

Другими факторами, влияющими на интенсивность ЭХК, являются температура, давление среды, скорость потока коррозионной жидкости или газа, напряжения в металле, чистота обработки его поверхности и т.п. При увеличении скорости потока и чистоты обработки поверхности металла интенсивность ЭХК снижается, а с увеличением других перечисленных факторов — повышается.

Электрохимическая коррозия может быть *гомогенной* или *гетерогенной*. Если процессы на аноде и катоде равновероятны по всей площади однородной (однофазной) поверхности детали, то происходит гомогенная ЭХК. Если на поверхности детали имеются зоны, в которых наиболее активно протекает либо анодный, либо катодный процесс, то в этом случае происходит гетерогенная ЭХК.

Коррозионную стойкость металла можно оценить по уменьшению массы детали или ее размеров, изменению физико-механических свойств и другими способами.

Эрозия — это процесс разрушения поверхностного слоя металла под ударным воздействием твердых частиц капелек жидкости или потоков пара. Эрозионному износу в той или иной степени подвержены конструкционные материалы турбин, парогенераторов, теплообменников, запорной и регулирующей аппаратуры, насосов и другого оборудования. Наиболее интенсивно изнашиваются от эрозии рабочие лопатки последних ступеней паровых турбин мощных энергоблоков ТЭС.

В общем случае эрозионный износ может происходить от воздействия пароводяной среды и твердых частиц топлива. При воздействии твердых частиц топлива износ является *механическим*. Такому износу в большей степени подвергаются устройства и детали системы пылеприготовления (броня и шары барабанных мельниц), трубы системы пневмо- и гидрозолоудаления. При эрозионном износе разрушается оксидная защитная пленка на поверхности металла. В результате возникает коррозионно-эрозионный процесс повреждения металла.

11.3.2. Основные типы коррозии металла

Стояночная коррозия. Одним из типов электрохимической коррозии является стояночная коррозия. Эта коррозия происходит при останове котла. Причиной возникновения стояночной коррозии является воздух, попадающий в трубу, частично заполненную водой. На границе раздела воды и воздуха происходят коррозионные процессы, следствием которых являются язвы. Микроструктура металла практически не изменяется и остаточная деформация на поврежден-

ных местах не наблюдается. Чаще всего стояночная коррозия происходит в металле законсервированного оборудования, в полости которого проникают вода и воздух. Поэтому для своевременной защиты металла от стояночной коррозии необходимы следующие мероприятия: высушивание оборудования, применение защитных антикоррозионных пленок, создание инертной или восстановительной атмосферы и др.

Язвенная коррозия. Если поражение металла от воздействия коррозии происходит в отдельных точках поверхности металла, то такую коррозию называют язвенной. Язвы являются не только видимыми дефектами, но и концентраторами напряжений. При активном развитии язвенной коррозии, сопровождающейся скоплением язв, в металле могут образовываться трещины.

Подшламовая коррозия. Язвы могут образовываться и развиваться на внутренней поверхности труб под слоем отложений в контакте с пароводяной смесью. Язвы заполняются продуктами коррозии и трудно обнаруживаются. Такой тип коррозии еще называют *подшламовой*. В пористом слое отложений происходит постоянное повышение концентрации солей, в результате чего образуется коррозионный электролит. Язвы подшламовой коррозии являются опасными дефектами, которые могут привести к образованию трещин.

Газовая высокотемпературная коррозия. Этому типу коррозии подвержены трубы ширмовых и конвективных пароперегревателей, находящихся в окислительной среде топочных газов. Интенсивность газовой коррозии зависит от состава топочных газов, их скорости движения и температуры. В топке котла и газоходах газовая коррозия наружных поверхностей труб и стоек пароперегревателей происходит под воздействием кислорода, диоксида углерода, водяных паров, сернистых и других газов. Газовая коррозия труб поверхностей нагрева включает в себя физико-химические процессы взаимодействия топочных газов и наружных отложений с оксидными пленками и металлом.

Внутренние слои отложений (рис. 11.13) взаимодействуют с защитными оксидными пленками на поверхности труб. На границе между защитной пленкой металла и отложениями располагается промежуточный слой, в котором содержатся продукты коррозии металла и агрессивные составляющие отложений. Защитная оксидная пленка состоит из трех слоев — вюстита FeO (самый ближний слой к металлу), магнетита Fe_3O_4 и гематита Fe_2O_3 . Наилучшими защитными свойствами обладает слой магнетита, наихудшими — слой вюстита. Скорость окисления металла через вюстит оказывается

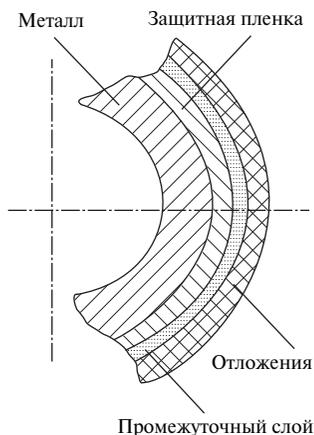


Рис. 11.13. Схема строения поверхностного слоя трубы при газовой коррозии

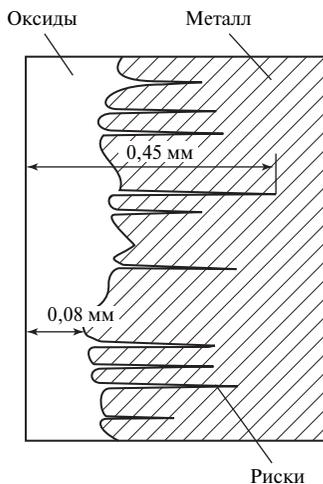


Рис. 11.14. Схема коррозионного повреждения трубы $\varnothing 42 \times 5$ мм из стали 12Х1МФ

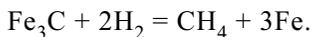
наиболее высокой. Установлено, что при высоких рабочих температурах на вустит приходится более 90 % всей оксидной пленки.

Наружные поверхности труб в процессе коррозии покрываются плотным слоем отложений темного цвета. На лобовой стороне труб образуются поперечные риски, которые видны после снятия наружных отложений и оксидных пленок (рис. 11.14). Длина поперечных рисков может составлять примерно 0,45 мм.

Структура металла в зоне коррозионного повреждения трубы состоит из феррита и карбидов, в то время как структура неповрежденной зоны состоит из феррита, перлита и промежуточной отпущенной составляющей. При легировании стали хромом, кремнием или алюминием газовая коррозия замедляется. Это вызвано тем, что легирующие элементы окисляются интенсивнее железа и образуют совместно с окислами железа пленку, препятствующую дальнейшему окислению. При использовании мазута в качестве топлива процесс газовой коррозии ускоряется за счет наличия в продуктах сгорания мазута пятиоксида ванадия V_2O_5 и сульфата натрия Na_2SO_4 .

Водородная коррозия. Этот опасный тип коррозии приводит к водородной хрупкости или водородному растрескиванию металла. Возникновение водородной коррозии происходит следующим образом. В пароводяной среде кислород из молекул воды переходит

в оксиды железа, а свободный водород путем диффузии проникает в сталь. При взаимодействии водорода с углеродом цементита образуется метан:



Поскольку метан не растворим в стали, то он скапливается по границам зерен и нарушает сплошность металла за счет высокого давления, в результате чего возникает охрупчивание. Избыточный водород скапливается в местах концентрации дислокаций, в порах, в пустотах между поверхностями неметаллических включений и затрудняет пластическую деформацию. В результате разрушение носит хрупкий, межкристаллитный характер.

Термоусталостная коррозия. При воздействии изменяющихся и повторяющихся во времени термических напряжений проявляется термическая усталость. Термические напряжения возникают при наличии перепада температур в сечении металла или по толщине стенки трубы из-за различного теплового расширения нагретых и менее нагретых слоев металла, а также при высоких скоростях нагрева и охлаждения котла.

Термическая усталость в сочетании с коррозией (термоусталостная коррозия) может привести к образованию кольцевых или продольных трещин, а затем и к разрушению. Поверхность разрыва разрушившихся труб от термоусталостной коррозии носит хрупкий характер без заметных следов пластической деформации.

Легированные и жаропрочные стали лучше сопротивляются термоусталостной коррозии, чем углеродистые стали.

Коррозия под напряжением. Распространенным типом электрохимической коррозии является коррозионное растрескивание или коррозия под напряжением. Этот тип коррозии возникает на поверхности деталей, находящихся под нагрузкой или имеющих остаточные напряжения. При наличии коррозионной среды образуются тонкие трещины, проходящие в основном по телу зерен-кристаллитов. В этом случае коррозию называют *транскристаллитной*. Если трещины проходят по границам зерен-кристаллитов, то коррозию называют *межкристаллитной*.

11.3.3. Эрозионный износ

Эрозионный износ возможен на наружной и внутренней поверхностях труб и деталей. При эрозионном процессе поверхность металла становится рельефной, в результате чего утонение стенок труб неравномерно. Утонение стенок может привести к потере проч-

ности и разрушению трубы. Разрушение под воздействием эрозии носит хрупкий характер и не вызывает микроструктурных изменений в металле.

Эрозия под воздействием потоков воды и пара интенсивно развивается и вначале приводит к разрушению структурных составляющих в стали, которые имеют наименьшую твердость и прочность. При линейной скорости входных кромок рабочих лопаток турбин 400 м/с средний диаметр капель воды составляет 4—5 мкм, что существенно ниже среднего диаметра зерна. Под многократным динамическим воздействием капель такого малого размера могут разрушаться отдельные зерна металла. Например, в перлитных сталях вначале разрушаются зерна феррита, твердость которых существенно ниже твердости зерен перлита.

Эрозионный процесс существенно ускоряется кислотами, растворенными в воде, а также твердыми частицами, попадающими в потоки воды, пара в результате коррозионно-эрозионного разрушения. При использовании твердого топлива эрозионному износу частицами золы подвергаются конвективные пароперегреватели, экономайзеры и воздухоподогреватели котлов. При увеличении в топливе минеральных негорючих примесей процесс эрозии ускоряется.

При ударе частицы в поверхность металла происходит локальная упругопластическая деформация, в результате которой образуется микроуглубление в виде лунки. Металл вытесняется на края лунки и вокруг нее образуется валик, в котором имеет место наибольший наклеп. В результате многочисленных микроударов частицами происходит отслаивание наклепанных валиков. При повышении температуры процесс эрозии ускоряется. Стали, которые сохраняют необходимую твердость при рабочей температуре, обладают более высокой износостойкостью.

Таким образом интегральный эрозионный износ происходит как под воздействием потоков газа, воды, пара, так и под воздействием твердых частиц, находящихся в этих потоках. В результате интенсивность износа металла увеличивается. Интенсивность процесса износа металла зависит от многих факторов, среди которых основными являются механические свойства, коррозионная стойкость, форма и размеры частиц, скорость и агрессивность рабочей среды, а также угол соударения частицы с поверхностью металла.

Опасной разновидностью эрозионного износа является кавитационная эрозия. *Кавитация* — это процесс образования и быстрого

исчезновения пузырьков паров жидкости вследствие локального изменения давления в потоках жидкости. При исчезновении пузырьков поверхность испытывает локальный гидравлический удар. Вначале удары вызывают локальную пластическую деформацию металла, а затем под воздействием многократных ударов возникают очаги усталостного разрушения и отслаивание поверхностного слоя. Интенсивность эрозионного износа резко увеличивается при возникновении кавитации.

11.4. Конструкционная прочность металла и ее критерии

Под конструкционной прочностью металла следует понимать прочность металла непосредственно в конструкции. На практике встречаются случаи, когда прочность металла, определенная механическими испытаниями образцов, удовлетворительна, а в конструкции низка. Поэтому его конструкционная прочность считается низкой. Снижение конструкционной прочности происходит под воздействием различных конструктивно-технологических факторов, среди которых, например, могут быть концентраторы напряжений и деформаций в местах отверстий или резких переходов от сечения к сечению, остаточные напряжения и т.п. Самым надежным способом оценки конструкционной прочности признан способ испытания натурной конструкции при воспроизведении условий ее эксплуатации. Однако такой вид натуральных испытаний слишком сложный и дорогой. Поэтому стремятся создать и испытать такие образцы или модели, которые имитировали бы конструкцию.

Если изделия простой формы (тяги, прутки, пластины и т.п.) эксплуатируются при воздействии статических нагрузок, то конструкционную прочность этих изделий можно оценивать по механическим характеристикам, определенным растяжением цилиндрических или плоских образцов ($\sigma_{0,2}$, σ_B , S_k и др.)

Однако в большинстве случаев детали и конструкции работают в условиях воздействия знакопеременных нагрузок, высоких или низких температур, ползучести, концентраторов напряжения, износа, коррозии, агрессивной среды и других факторов, которые определяют выбор критериев конструкционной прочности. Эти критерии в первом приближении можно подразделить на две основные группы.

1. Критерии, оценивающие конструкционную прочность как способность сопротивляться внезапному хрупкому разрушению. К ним относятся показатели трещиностойкости, ударной вязкости, критической температуры хрупкости и т.п.

2. Критерии, оценивающие долговечность металла при длительной эксплуатации. К ним относятся показатели жаропрочности (пределы ползучести и длительной прочности), усталости (пределы усталости), коррозионной стойкости и др.

Из критериев первой группы необходимо выделить трещиностойкость — способность металла сопротивляться развитию трещин при механических и других воздействиях. Как уже отмечалось в § 4.3 силовой характеристикой трещиностойкости является критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} . По известному значению K_{Ic} для металла, из которого изготовлена конструкция, можно рассчитать критическую длину трещины, при которой произойдет разрушение конструкции.

В условиях циклического нагружения важным критерием конструкционной прочности является *живучесть* — способность металла работать при образовании и последующем развитии трещины. Живучесть можно оценить скоростью развития трещины при действующем напряжении или числом циклов от начала образования трещины до разрушения конструкции.

Таким образом, от конструкционной прочности металла зависят работоспособность, долговечность и надежность оборудования, конструкций и машин. Для оценки конструкционной прочности принимают количественные параметры предельного состояния металла, при которых дальнейшая эксплуатация конструкции становится невозможной. Такими параметрами могут быть максимальная разрушающая нагрузка, остаточная деформация, длина трещины, толщина изношенного или поврежденного коррозией слоев и т.п. В нормативных документах установлены допустимые значения этих параметров с некоторым запасом прочности.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные служебные свойства металлов, применяемых в теплоэнергетике.
2. Что такое жаропрочность и жаростойкость металла?
3. Дайте определение ползучести металла и при каких условиях она проявляется?

4. Что такое предел ползучести металла и как его определяют?
5. Что такое длительная прочность и предел длительной прочности металла?
6. Как может измениться вид диаграммы длительной прочности в зависимости от характера разрушения металла?
7. Что позволяет определить параметрическая зависимость Ларсена—Миллера?
8. При каких условиях происходит релаксация напряжений в металле? Изобразите схему диаграммы релаксации.
9. Как выполняют испытания металла на релаксацию?
10. Какие металловедческие факторы влияют на жаропрочность металла?
11. Какие существуют виды коррозии металла?
12. Как можно оценить коррозионную стойкость металла?
13. Что такое эрозия металла и при каких условиях она проявляется?
14. По каким параметрам оценивают конструкционную прочность металла в теплоэнергетике?

Глава двенадцатая

БАЗОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, СТОЙКИЕ К ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ

В теплоэнергетике используются конструкционные материалы, способные выдерживать механические нагрузки в течение длительного времени при высоких (до 600 °С) и повышенных (более 600 °С) температурах. Стали и сплавы, предназначенные для работы в таких тяжелых условиях, подразделяются на *теплостойкие*, работающие в нагруженном состоянии при температурах до 600 °С в течение заданного времени и жаропрочные стали и сплавы, работающие в течение определенного времени при температурах выше 600 °С.

12.1. Теплостойкие стали

Теплостойкие стали широко применяются в энергетическом машиностроении для изготовления оборудования и трубопроводов. Срок службы оборудования и трубопроводов, изготовленных из теплостойких сталей, должен составлять 10^5 — $2 \cdot 10^5$ ч. Поэтому эти стали должны обладать требуемыми значениями пределов текучести и длительной прочности в течение всего периода эксплуатации.

При сравнительно невысоких температурах (до 450 °С) и давлениях (до 6 МПа) используют углеродистые стали марок 15К, 16К, 18К, 20К и 22К. Эти стали различаются содержанием углерода, причем при увеличении его содержания повышаются характеристики прочности и несколько снижаются характеристики пластичности. Они применяются для изготовления барабанов котлов низкого давления и поставляются в виде листов толщиной 4—60 мм. Изготавливают барабаны из стальных листов путем вальцовки обечаек или штамповки полуобечаек с последующей их сваркой продольными и кольцевыми швами. Продольные швы свариваются электрошлаковой сваркой под слоем флюса, а кольцевые — автоматической многослойной сваркой. Днища штампуются и привариваются к корпусу барабана автоматической сваркой под слоем флюса. В связи с этим стали для барабанов котлов должны хорошо обрабатываться вальцовкой, штамповкой и свариваться. Углеродистые котельные стали с содержанием углерода до 0,24 % подвергаются закалке и высокому отпуску, что позволяет сохранить стабильность структуры в течение

длительного срока эксплуатации. Однако с течением времени в структуре этих сталей может происходить сфероидизация карбидов и графитизация, что сказывается на механических свойствах. В этом случае структура и свойства стали могут быть восстановлены термической обработкой. Рекомендуемыми режимами восстановительной термической обработки являются нормализация при температуре 900—920 °С с выдержкой 0,5 ч и последующий высокий отпуск при температуре 630—650 °С.

В табл. 12.1 приведены механические свойства стальных листов некоторых марок углеродистых котельных сталей.

Теплостойкие легированные стали подразделяют на низколегированные и среднелегированные перлитные стали. Эти стали предназначены для длительной эксплуатации при температуре 450—480 °С. Из них изготавливают паропроводы, пароперегревательные трубы и барабаны котлов. Легирующие элементы вводятся в стали для упрочнения. Вместе с тем хром и молибден способствуют повышению коррозионной стойкости в воде и насыщенном паре. Повышение прочности при легировании достигается за счет упрочнения феррита и образования мелкодисперсных карбидов. Однако при повышении прочности несколько ухудшаются пластические свойства и свариваемость. При сварке листов большой толщины из низколегированных сталей необходим сопутствующий подогрев, а после сварки дополнительно проводят высокий отпуск во избежание образования трещин. В табл. 12.2 представлены механические свойства стальных листов из низколегированных сталей. Чем меньше толщина листа, тем выше

Таблица 12.1

Гарантированные механические свойства стальных листов углеродистых котельных сталей

Марка	Толщина листа, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	KCU, Дж/см ²
15К	До 20	225	372	27	69
	21—40	216	372	26	64
	41—60	206	372	25	59
20К	До 20	245	402	25	59
	21—40	235	402	24	54
	41—60	225	402	23	49
22К	До 60	265	431	22	59
	Более 60	265	431	22	59

Таблица 12.2

Гарантированные механические свойства теплостойких низколегированных сталей

Марка	Толщина листа, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCU, Дж/см ²
16ГС	4—10	323	490	21	59
	10—20	314	480	21	59
	20—33	294	470	21	59
	33—60	284	461	21	59
	60—160	274	451	18	59
09Г2С1	4—10	343	490	21	59
	10—20	323	470	21	59
	20—33	304	461	21	59
	33—60	284	451	21	59
	60—80	274	441	21	59
	80—160	264	431	21	59
10Г2С1	4—10	374	510	21	59
	10—20	353	500	21	59
	20—33	343	490	21	59
	33—60	333	470	21	59
	60—160	314	451	21	59
12МХ	4—50	245	440	22	59
	50—100	235	431	20	49
	100—160	225	421	18	39
16ГНМА	115	323	500	20	78
10Х2М	8—50	294	392	20	98
12Х1МФ	4—40	294	410	21	78
10ХСНД	16—33	392	529	19	—
	33—40	392	510	19	—

прочностные свойства стали (предел текучести и временное сопротивление). Это объясняется тем, что тонкие листы в большей степени подвергаются обжатию и быстрее охлаждаются на воздухе или в закалочных средах при проведении термической обработки. Стальные листы большой толщины, например из стали 16ГНМА, используются для изготовления обечаек и днищ барабанов котлов высокого давления. Сталь перлитного класса 12Х1МФ используется для изготовления паропроводов. Типичная термическая обработка этой стали состоит в нормализации и высоком отпуске.

Теплостойкие высоколегированные стали предназначены для эксплуатации при температурах 450—600 °С. За счет большего содержания легирующих элементов эти стали обладают более высокой жаростойкостью по сравнению с низко- и среднелегированными перлитными сталями при примерно одинаковом уровне характеристик жаропрочности. Наиболее типичными теплостойкими легированными сталями являются стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов. Мартенситные стали содержат примерно 5—10 % Cr, а мартенситно-ферритные 10—13 % Cr. Эти стали используются для изготовления дисков, валов, лопаток, уплотнительных втулок, клапанов, паровых турбин.

Для повышения сопротивления ползучести в высокохромистые теплостойкие стали дополнительно вводят Mo, W, V, Nb, Ti. При высоком содержании хрома (10—13 %) и других ферритообразующих элементов и малом содержании углерода стали становятся мартенситно-ферритными. Упрочнение этих сталей обеспечивается выделением карбидов ($Me_{23}C_6$ и MeC) и фаз Лавеса FeW.

В табл. 12.3 представлены механические свойства некоторых марок теплостойких высоколегированных сталей.

Таблица 12.3

**Режимы термической обработки и механические свойства
некоторых теплостойких высоколегированных сталей**

Марка	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
<i>Мартенситные стали</i>						
40X10C2M	Закалка 1010—1050 °С, охлаждение на воздухе или в масле; отпуск 720—780 °С, охлаждение в масле	735	930	10	35	20
15X11MФ	Закалка 1030—1060 °С, охлаждение в масле; отпуск 700—740 °С, охлаждение в масле	490	690	15	55	59
18X11MНФБ	Закалка 1080—1130 °С, охлаждение на воздухе или в масле; отпуск 660—770 °С, охлаждение на воздухе	590	740	15	50	59

Окончание табл. 12.3

Марка	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
20X13	Закалка 1000—1050 °С, охлаждение на воздухе или в масле; отпуск 660—770 °С, охлаждение на воздухе или в масле	635	830	10	50	60
<i>Мартенситно-ферритные стали</i>						
18X12ВМБФР	Закалка 1050—1150 °С, охлаждение в масле; отпуск 650—700 °С, охлаждение на воздухе	490	740	12	45	39
14X17Н2	Закалка 975—1040 °С, охлаждение в масле; отпуск 275—350 °С, охлаждение на воздухе	835	1080	10	30	49
12X13	Закалка 1000—1050 °С, охлаждение на воздухе или в масле; отпуск 700—790 °С, охлаждение на воздухе	410	590	20	60	88

12.2. Жаропрочные стали и сплавы

Жаропрочные аустенитные стали обладают более высокой жаропрочностью, чем перлитные, мартенситные и мартенситно-ферритные. Они могут эксплуатироваться при температурах выше 600 °С. Основными легирующими элементами этих сталей являются хром и никель. Кроме того, в эти стали вводят дополнительно ферритообразующие элементы Mo, Nb, Ti, Al, W, которые образуют карбиды и промежуточные фазы, в результате чего повышается жаропрочность.

По способу упрочнения рассматриваемые стали подразделяются на три группы:

- твердые растворы, не упрочняемые термической обработкой;
- твердые растворы с карбидным упрочнением (МС, M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C);
- твердые растворы с интерметаллидным упрочнением [Ni_3Ti , Ni_3Al , $Ni_3(Ti, Al)$, Ni_3N_6 и др.].

Стали первой группы (10X18H12T, 08X15H24B4TP, 09X14H19B2BP) используются для изготовления труб пароперегревателей и паропроводов, арматуры и рассчитаны на длительную работу (не менее 10^5 ч) при температуре 650—700 °С. Кроме того, эти стали хорошо поддаются горячей пластической деформации и сварке, благодаря высокому содержанию никеля при низком содержании углерода. Термическая обработка сталей состоит из закалки (аустенизации) при температуре 1050—1200 °С. Жаропрочность этих сталей можно повышать холодной деформацией и термической обработкой в условиях эксплуатации при рабочих температурах более низких, чем температура рекристаллизации.

Стали второй группы (40X15H7Г7, Ф2МС, 45X14H14B2M, 40X15M7Г7Ф2M, 37X12H8Г8MФБ) используются для изготовления дисков, бандажных колец, лопаток турбин и других деталей, работающих при температурах 650—750 °С и высоких напряжениях. Термическая обработка этих сталей состоит из закалки (аустенизации) при температуре 1050—1200 °С с последующим старением при температуре 600—850 °С. Иногда применяют двойное (ступенчатое) старение. Первая низкотемпературная ступень старения происходит при температуре 500—600 °С, а вторая высокотемпературная ступень — при температуре 800—850 °С. Ступенчатое старение обеспечивает наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств стали. При закалке происходит растворение карбидов в твердом растворе (аустените) с их последующим выделением в мелкодисперсном виде при старении. Карбидообразующие легирующие элементы V, Mo, Nb, W связывают часть углерода в специальные карбиды, что повышает жаропрочность. Основными упрочняющими карбидами являются VC, NbC, Cr₂₃C₆, Cr₇C₃.

Стали третьей группы с интерметаллидным упрочнением (10X11H20T3P, 10X11H23T3MP) используются для изготовления дисков и лопаток турбин компрессоров, сварных конструкций, крепежных деталей. Термическая обработка и ее режимы практически такие же, как и для сталей с карбидным упрочнением. Эти стали также содержат небольшое количество углерода и дополнительно легированы Ti, Mo, Al, P. Титан и алюминий образуют основную упрочняющую γ' -фазу [Ni₃T или Ni₃(Ti, Al)]. Бор упрочняет границы зерен аустенита. Молибден легирует твердый раствор, повышая энергию межатомной связи.

В табл. 12.4 приведены режимы термической обработки и механические свойства некоторых марок жаропрочных аустенитных сталей, используемых в теплоэнергетике.

Таблица 12.4

Режимы термической обработки и механические свойства
жаропрочных аустенитных сталей

Марка	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
<i>Не упрочняемые термической обработкой</i>						
08X15H24B4TP	Закалка 1130—1150 °С, охлаждение на воздухе; старение 730—750 °С, охлаждение на воздухе	450	750	18	35	80
09X14H19B2BP	Аустенизация 1140—1160 °С, охлаждение на воздухе или в воде	220	550	35	50	140
<i>С карбидным упрочнением</i>						
40X15H7Г7Ф2МС	Закалка 1170—1190 °С, охлаждение в воде или на воздухе; старение 780—820 °С, 8—10 ч	600	900	10	15	30
45X14H14B2M	Отжиг 820 °С, постепенное охлаждение	320	720	20	35	50
<i>С интерметаллидным упрочнением</i>						
10X11H20T3P	Закалка 1100—1170 °С, охлаждение на воздухе или в масле; старение 700—750 °С, 15—24 ч	600	900	15	15	30
10X11H23T3MP	Закалка 950—1050 °С, охлаждение в масле; старение 730—780 °С, 16 ч; старение 600—650 °С 10—16 ч, охлаждение на воздухе	700	1000	10	12	30

Жаропрочные сплавы на железоникелевой и никелевой основе являются жаростойкими. Типичными примерами являются сплавы ХН35ВТ, ХН35ВТЮ, ХН35ВТР (см. табл. 12.5). Эти сплавы применяются в основном для изготовления деталей газовых турбин энергетических установок, двигателей самолетов и других элементов летательных аппаратов. Из этих сплавов изготавливают диски, сопловые и рабочие лопатки турбин, камеры сгорания. Рабочие температуры сопловых лопаток газовых турбин достигают 1150 °С. Агрессивные газовые потоки, движущиеся с большой скоростью в пере-

менном режиме, вызывают не только газовую коррозию, но и переменные механические и термические напряжения, приводящие к высокотемпературной термической усталости.

Главной упрочняющей фазой в жаропрочных сплавах на никелевой основе является γ' -фаза $Ni_3(Ti, Al)$. В некоторых сплавах, легированных ниобием, такой является фаза типа $Ni_3(Nb, Al, Ti)$.

Типичными жаропрочными сплавами на никелевой основе являются сплавы ХН77ТЮР и ХН70ВМТЮ. После закалки и старения эти сплавы приобретают высокие кратковременные и жаропрочные механические свойства (см. табл. 12.5). На рис. 12.1 представлены диаграммы длительной прочности для жаропрочных никелевых сплавов ХН77ТЮР и ХН70ВМТЮ.

Жаропрочные никелевые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные. Жаропрочные свойства деформируемых сплавов формируются при термической обработке. Литейные жаропрочные никелевые сплавы по составу сходны с никелевыми, но содержат большее количество алюминия и титана. Жаропрочные свойства литейных сплавов несколько выше, чем свойства деформируемых сплавов. Типичным литейным жаропрочным никелевым сплавом является сплав марки ЖС6К, который содержит 11 % Cr, 2,75 % Ti, 5,5 % Al, 4 % Mo, 4,5 % Co, 2 % Fe, 5 % W, 0,16 % C, 0,02 % B, 0,4 % Mn и 0,4 % Si, остальное Ni.

При производстве жаропрочных никелевых сплавов проводят тщательный контроль содержания вредных примесей, в число которых входят Pb, Bi, Sb, S и др. Снижение содержания вредных примесей

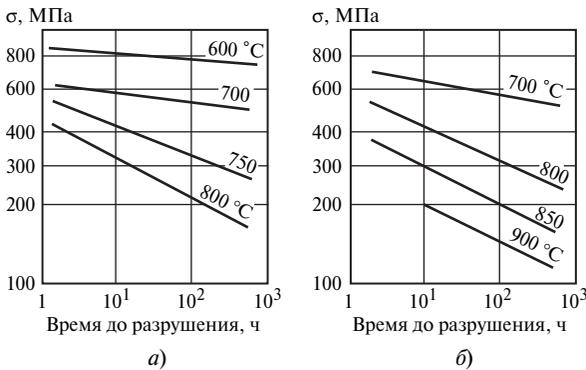


Рис. 12.1. Диаграммы длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов на никелевой основе ХН77ТЮР (а) и ХН70ВМТЮ (б)

положительно сказывается на жаропрочных и технологических свойствах рассматриваемых сплавов. Деформируемые сплавы должны иметь достаточную пластичность для обработки давлением, а литые сплавы — хорошую жидкотекучесть и низкую пористость.

В табл. 12.5 приведены режимы термической обработки и механические свойства некоторых жаропрочных сплавов на железоникелевой и никелевой основе.

Таблица 12.5

Режимы термической обработки и механические свойства некоторых жаропрочных сплавов на железоникелевой и никелевой основе

Марка	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
<i>На железоникелевой основе</i>						
ХН35ВТ	Аустенизация 1130—1150 °С, охлаждение в воде; старение 850—900 °С, охлаждение на воздухе; старение 700 °С 10—50 ч, охлаждение на воздухе	588	735	15	25	59
ХН35ВТЮ	Закалка 1180—1200 °С, охлаждение на воздухе; закалка 1040—1060 °С, охлаждение на воздухе; старение 750—800 °С, охлаждение на воздухе	650	950	6	8	30
ХН35ВТР	Закалка 1130—1150 °С, охлаждение на воздухе; старение 750 °С, 24 ч, охлаждение на воздухе	400	750	20	30	80
<i>На никелевой основе</i>						
ХН77ТЮР	Закалка 1080—1120 °С, охлаждение на воздухе; старение 750—790 °С, 16 ч, охлаждение на воздухе	665	980	13	16	29
ХН70ВМЮТ	Закалка 1150 °С 3 ч, охлаждение в масле; отпуск 800 °С, 20 ч, охлаждение на воздухе	588	980	20	25	59
ХН73МБТЮ	Закалка 1120 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе; отпуск 1000 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе; отпуск 750—775 °С, 16—25 ч, охлаждение на воздухе	705	1150	16	18	39

12.3. Жаростойкие стали и сплавы

По жаростойкости стали принято делить на шесть групп: вполне стойкие, стойкие, достаточно стойкие, относительно стойкие, мало стойкие, нестойкие. В большинстве случаев стали, применяемые в теплоэнергетике относятся к первой и второй группам.

Поиск путей повышения жаростойкости теплоэнергетических материалов — это важная проблема. Одним из успешно используемых путей ее решения является изменение состава и строения образующейся оксидной пленки таким образом, чтобы сделать ее более плотной и поэтому труднопроницаемой для совершающих встречную диффузию ионизированных атомов кислорода и металла. Необходимые изменения состава и строения оксидной пленки могут быть достигнуты путем введения в состав стали элементов, обладающих бóльшим, чем железо сродством к кислороду и образующих плотные оксидные пленки. Установлено, что такими элементами являются хром (Cr), алюминий (Al) и кремний (Si). Они образуют на поверхности стальных изделий плотные защитные пленки, состоящие из оксидов типов $(Cr,Fe)_2O_3$, $(Al,Fe)_2O_3$, $(Si,Fe)O_2$.

Классификация и применение жаростойких сталей и сплавов.

Существует следующая классификация жаростойких сталей и сплавов, применяемых в теплоэнергетике:

- ферритные хромистые и хромоалюминиевые стали;
- мартенситные хромокремнистые стали;
- аустенитные стали;
- жаростойкие сплавы.

Ферритные хромистые и хромоникелевые стали. В табл. 12.6 приведены режимы термической обработки и механические свойства наиболее характерных жаростойких сталей этого класса. Все они являются однофазными сплавами, представляющими собой твердый раствор хрома и некоторых других элементов в Fe_α , т.е. высоколегированный феррит.

Жаростойкость этих сталей в основном зависит от содержания в них хрома; чем его больше, тем выше жаростойкость. При более высокой температуре эксплуатации для обеспечения требуемой жаростойкости требуется бóльшее количество хрома. Это объясняется тем, что интенсивность коррозии существенно возрастает при увеличении температуры (рис. 12.2). Например, при введении в сталь до 5 % Cr обеспечивается ее окалиностойкость при 700 °С.

Таблица 12.6

Режимы термической обработки и механические свойства
некоторых жаростойких сталей и сплавов

Марка	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
<i>Ферритные хромистые и хромоалюминиевые стали</i>						
12X17	Отжиг 780 °С, охлаждение на воздухе	320	520	28	70	—
15X25Т	Отжиг или отпуск 740—780 °С, охлаждение на воздухе или в воде	295	440	20	45	20
15X18СЮ	Отжиг 800—850 °С, охлаждение на воздухе или в воде	300	500	220	50	—
<i>Мартенситные хромкремнистые стали</i>						
40X9С2	Отжиг 850—870 °С, охлаждение в воде	440	740	15	35	—
40X10С2М	Закалка 1010—1050 °С, охлаждение в масле; отпуск 720—780 °С, охлаждение в масле	680	960	19	35	30
30X13Н7С2	Закалка 1050 °С, охлаждение в воде; отжиг 680—880 °С, охлаждение в печи	800	1200	8	25	20
<i>Аустенитные стали</i>						
12X18Н10Т	Закалка 1050—1100 °С, охлаждение на воздухе	230	560	46	55	—
09X14Н16Б	Закалка 1140—1160 °С, охлаждение в воде	250	570	35	50	210
36X18Н25С2	Закалка на 1200 °С, охлаждение в воде; старение 800 °С, 8 ч	550	55	17	18	50
<i>Жаростойкие сплавы</i>						
ХН60Ю	Аустенизация 1200 °С, выдержка 40 мин	340	690	57	48	250
ХН78Т	Нагрев 1000 °С, охлаждение на воздухе	300	700	30	50	—

Мартенситные хромкремнистые стали. Эти стали хорошо сопротивляются газовой коррозии в продуктах сгорания различных видов топлива. Кроме того, они обладают высокой износостойкостью при трении и ударных нагрузках. В табл. 12.6 приведены режимы

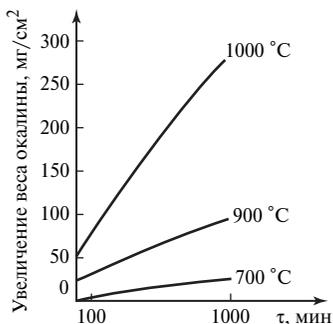


Рис. 12.2. Зависимости скорости окисления металла от температуры

термической обработки и механические свойства мартенситных хромокремнистых жаростойких сталей.

Аустенитные стали не имеют преимуществ в жаростойкости перед сталями ферритного класса, особенно высокохромистыми. Но вместе с тем эти стали обладают одновременно высокими жаростойкими и жаропрочными свойствами за счет наличия в них достаточно высокого содержания никеля. При увеличении содержания никеля до 20 % стоимость таких сталей резко возрастает. Однако, несмотря на это, они широко используются в теплоэнергетике, так как обладают не только высокими жаростойкостью и жаропрочностью, но и хорошей технологичностью, например, при обработке давлением и сварке. Длительная эксплуатация этих сталей при повышенных рабочих температурах не приводит к охрупчиванию. Но при высоком содержании хрома (более 20 %) в структуре сталей с течением времени образуется σ -фаза, приводящая к постепенному охрупчиванию.

К недостаткам аустенитных сталей относится их невысокое сопротивление газовой коррозии в сернистых газах.

После закалки аустенитные стали приобретают структуру твердого раствора с решеткой ГЦК. Вводимые в стали титан (Ti), ниобий (Nb), кремний (Si) улучшают их эксплуатационные свойства. Так, титан и ниобий предотвращают развитие в стали межкристаллитной коррозии. Это объясняется тем, что названные элементы являются более сильными карбидообразователями, чем хром и образуют по границам зерен карбиды TiC или NbC. В связи с этим поверхность зерен, содержащих свыше 12 % хрома, сохраняет положительное значение электрохимического потенциала, что предотвращает коррозию. Кремний, вводимый в жаростойкие стали, придает им более высокую жаропрочность в среде с повышенным содержанием серы.

В табл. 12.6 приведены режимы термической обработки и механические свойства некоторых жаростойких сталей аустенитного класса.

Жаростойкие сплавы. К таким сплавам относятся сплавы на железоникелевой и никелевой основе. Они сохраняют жаростойкость при температуре 1050—1250 °С. В табл. 12.6 приведены режимы термической обработки и механические свойства типичных жаростойких сплавов на никелевой основе.

В результате закалки сплавы приобретают однофазную структуру пересыщенного твердого раствора в никеле содержащихся в них компонентов. При последующем однократном или двукратном старении из раствора выпадают частицы интерметаллидов, затрудняющие передвижение дислокаций под воздействием нагрузки, что и обеспечивает упрочнение данных сплавов.

Жаростойкие сплавы применяются для изготовления ответственных деталей газовых турбин (камер сгорания, жаровых труб), газопроводных систем, различной аппаратуры, работающих при температурах до 1250 °С.

Кроме высокого сопротивления газовой коррозии (окалиностойкости) данные сплавы хорошо штампуются, прокаливаются и свариваются, обладают сопротивлением термической усталости и достаточно пластичны в холодном и горячем состояниях.

12.4. Коррозионно-стойкие стали и сплавы

Стали, стойкие к электрохимической коррозии, называются *коррозионно-стойкими (нержавеющими)*. Стойкость стали к коррозии достигается введением в нее элементов, образующих на поверхности плотные, прочно связанные с основой защитные пленки, препятствующие непосредственному контакту стали с агрессивной средой, а также повышающие ее электрохимический потенциал. Так, введение более 12—14 % Cr резко изменяет электрохимический потенциал стали φ с отрицательного на положительный и делает ее коррозионно-стойкой в атмосфере и в других рабочих средах (рис. 12.3, а).

Скорость коррозии, выраженная показателем глубины K_r , мм/г (отношение уменьшения толщины металлического образца к его массе) также резко снижается при содержании Cr > 12 % (рис. 12.3, б).

Хромистые стали (13 % Cr) содержат менее 0,4 % углерода. При таком соотношении этих элементов в хромистых сталях при нагреве и охлаждении происходят фазовые превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$. Хром может существенно повышать температуру критических точек стали A_{c1} и

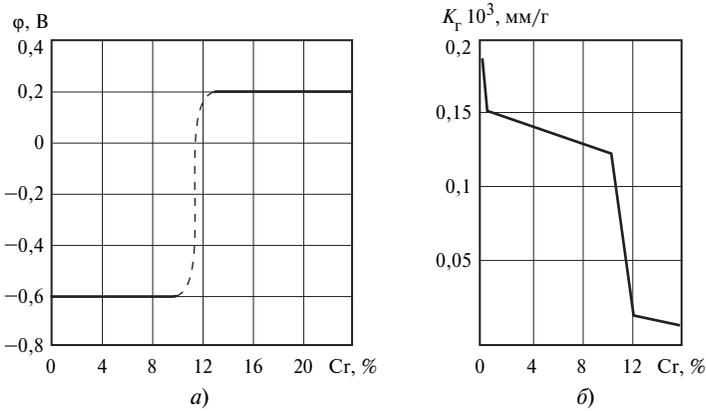


Рис. 12.3. Влияние содержания хрома на потенциал (а) и скорость коррозии K_r (б)

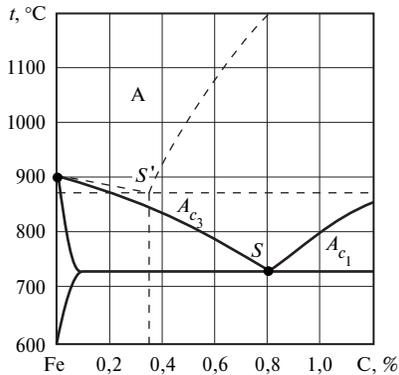


Рис. 12.4. Смещение линий диаграммы железо—углерод (штриховые линии) при легировании 12 % хрома

A_{c3} , при которых происходят фазовые превращения. На рис. 12.4 изображен левый нижний угол диаграммы железо—углерод, где штриховыми линиями показано смещение линий, на которых расположены критические точки, при легировании 12 % хрома. При этом так же смещается эвтектидная точка S в сторону более низких концентраций углерода (менее 0,4 % C).

В коррозионно-стойкие стали кроме основного легирующего элемента Cr вводят и другие легирующие элементы. Так Si, Al, Mo, W,

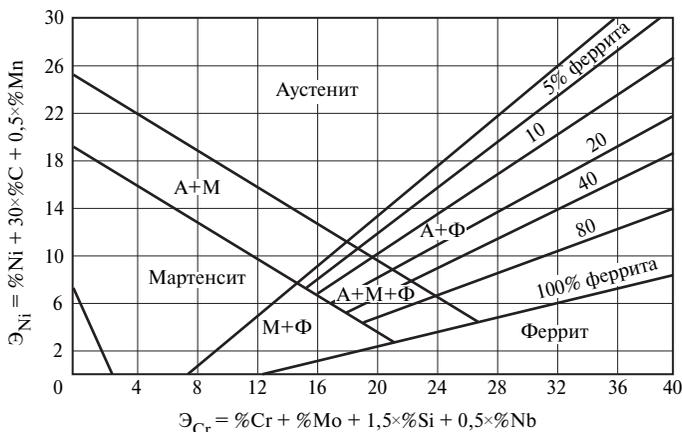


Рис. 12.5. Структурная диаграмма хромоникелевых коррозионно-стойких сталей

Nb, Ti, V как ферритообразующие, а Ni, Mn, Co, Cu как аустенитообразующие. Таким образом, коррозионно-стойкие стали являются сложнелегированными. Для определения фазового состояния таких сталей используют структурную диаграмму Шеффлера (рис. 12.5). На этой диаграмме осью ординат является эквивалент никеля, оказывающего аустенитообразующее действие, а осью абсцисс — эквивалент хрома, оказывающего ферритообразующее действие. Эквиваленты никеля (\mathcal{E}_{Ni}) и хрома (\mathcal{E}_{Cr}) рассчитываются по следующим формулам:

$$\mathcal{E}_{Ni} = \% Ni + 30 \times \% C + 0,5 \times \% Nb;$$

$$\mathcal{E}_{Cr} = \% Cr + \% Mn + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb.$$

Диаграмма Шеффлера позволяет определить к какому структурному классу относится коррозионно-стойкая сталь. Для этого необходимо рассчитать значения \mathcal{E}_{Ni} и \mathcal{E}_{Cr} и, отложив их соответственно на осях ординат и абсцисс, найти точку пересечения.

В табл. 12.7 представлены режимы термической обработки и механические свойства хромистых коррозионно-стойких сталей.

Коррозионно-стойкие стали разделяют на две основные группы: хромистые и хромоникелевые.

В зависимости от основной структуры, полученной при нормализации, **хромистые стали** разделяют на ферритные, ферритомартенситные и мартенситные. Хромистые стали *ферритного* класса

используют для изготовления теплообменного оборудования. При увеличении содержания хрома их коррозионная стойкость повышается. Зерна этих сталей сильно увеличиваются при нагреве свыше 650 °С, что является нежелательным явлением. Кроме того, существуют трудности в обеспечении свариваемости и коррозионной стойкости сварных швов. Для измельчения зерна и повышения сопротивления межкристаллитной коррозии сталь легируют титаном. Стали этого класса с низким содержанием углерода (08X13, 12X17) пластичны и хорошо обрабатываются давлением. Оборудование из этих сталей длительно работает при температурах до 450 °С.

Хромистые стали *ферритно-мартенситного* и *мартенситного классов* обладают более высокими прочностными свойствами по сравнению со сталями ферритного класса. Наиболее технологичной является ферритно-мартенситная сталь 12X13, которая обладает более высокой пластичностью, хорошо сваривается и применяется для изготовления сварных конструкций. Сталь 20X13 широко используют для изготовления лопаток паровых турбин и компрессоров, работающих при температурах до 450 °С.

Хромистые мартенситные стали (30X13, 40X13) закаливают при температуре 1000—1050 °С, а затем подвергают отпуску. После термической обработки в стали сохраняется мартенситная структура, что существенно повышает твердость и коррозионную стойкость. Однако эти стали менее пластичны, подвергаются только горячей обработке давлением, а при сварке могут давать трещины. Сталь 30X13 используется для изготовления валов, болтов, шестерен, пружин и других деталей, которые работают в условиях высоких напряжений, коррозии и при нагреве до 450 °С.

В табл. 12.7 представлены режимы термической обработки и механические свойства хромистых коррозионно-стойких сталей.

Хромоникелевые коррозионно-стойкие стали подразделяют на аустенитные, аустенитно-ферритные и аустенитно-мартенситные. Для определения фазового состава таких сталей используют диаграмму Шеффлера (см. рис. 12.5).

Хромоникелевые аустенитные стали обладают высокой коррозионной стойкостью при повышенных температурах в окислительных средах. Эти стали хорошо обрабатываются давлением и свариваются, но плохо обрабатывается резанием. После закалки при температуре 1050 °С в этих сталях образуется аустенитная структура и они приобретают хорошее сочетание механических свойств и коррозионной стойкости.

Таблица 12.7

Режимы термической обработки и механические свойства
некоторых коррозионно-стойких сталей

Марка	Класс стали	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
<i>Хромистые</i>							
08X13	Ферритный	Закалка 1000—1050 °С, охлаждение в масле; отпуск 700—800 °С, охлаждение в масле	410	590	20	60	98
15X25T		Отжиг 730—770 °С	295	440	20	45	—
12X13	Ферритно-мартенситный	Закалка 1000—1050 °С, охлаждение на воздухе или в масле; отпуск 700—790 °С, охлаждение в воде	410	590	20	60	88
20X13		Закалка 1000—1050 °С, охлаждение на воздухе или в масле; отпуск 660—770 °С, охлаждение на воздухе, в масле или в воде	440	650	16	55	78
30X13	Мартенситный	Закалка 1000—1050 °С, охлаждение в масле; отпуск 720—750 °С, охлаждение на воздухе	588	735	12	40	34
40X13		Закалка 1000—1050 °С, охлаждение на воздухе; отпуск 600 °С, охлаждение на воздухе	750	950	9	43	32

Марка	Класс стали	Режимы термической обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
<i>Хромоникелевые</i>							
17X18H9	Аустенитный	Закалка 1050—1100 °С, охлаждение на воздухе, в масле или в воде	215	570	40	55	—
08X18H10T		Закалка 1020—1100 °С, охлаждение на воздухе, в масле или в воде	196	470	40	55	—
08X22H6T	Аустенитно-ферритный	Закалка 1000—1050 °С, охлаждение в воде	343	539	20	40	78
08X21H6M2T		Закалка 1000—1050 °С, охлаждение в воде	345	590	20	45	59
09X17H7Ю	Аустенитно-мартенситный	Закалка 1030—1070 °С, охлаждение на воздухе; 2-кратный отпуск 740—760 °С, охлаждение на воздухе	750	850	12	—	50
07X16H6		Закалка 975—1000 °С, охлаждение в воде или на воздухе; обработка холодом –70° (выдержка 2 ч); старение 350—426 °С 1 ч	900	1100	12	—	70
08X16H9M2		Аустенизация 1050—1100 °С, охлаждение на воздухе или в воде	220	540	40	40	80

При среднем уровне прочности $\sigma_B = 500 \div 600$ МПа и высокой пластичности $\delta_5 = 35 \div 45$ % эти стали хорошо поддаются наклепу холодной пластической деформацией. Такие свойства аустенитных сталей позволяют их широко использовать как конструкционные материалы не только в теплоэнергетике, но и в судостроении, химической промышленности для изготовления трубопроводов, оболочек, емкостей и т.п.

Однако некоторые марки, например 12Х18Н9, 17Х18Н9, склонны к межкристаллитной коррозии (МКК). После нагрева закаленных сталей до температуры 400 °С и последующей выдержке более 100 мин может появляться МКК. Этот опасный вид коррозии развивается из-за уменьшения по границам зерен содержания хрома, который выделяется в виде карбидов. В результате концентрация хрома снижается до такого уровня (менее 11 %), при котором не обеспечивается необходимая коррозионная стойкость. Схема температурно-временного протекания МКК показана на рис. 12.6. Заштрихованная часть рисунка соответствует области проявления МКК.

Для снижения МКК аустенитных сталей применяют различные способы, связанные с дополнительным легированием или с нормальными режимами термической обработки. Так, введение в сталь титана, который является более активным карбидообразователем, чем хром, снижает обеднение границ зерен хромом. Закалка сталей при температуре 1050—1100 °С обеспечивает переход хрома в твердый раствор, а стабилизирующий отжиг при температуре 850 °С способствует выделению карбидов титана и сохранению хрома в твердом растворе.

Под воздействием коррозионной среды и растягивающих напряжений в паропроводах из аустенитных сталей происходит коррозион-

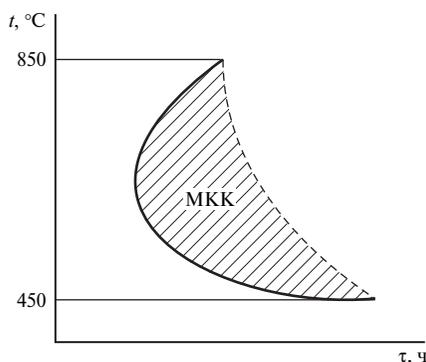


Рис. 12.6. Влияние температуры и времени выдержки на проявление и развитие МКК

ное растрескивание металла. Растягивающие остаточные напряжения могут создаваться при изготовлении деталей или в процессе их эксплуатации под воздействием рабочих нагрузок. Для устранения такого вида разрушения металла необходимо уменьшать остаточные напряжения отжигом, или создавать на поверхности изделий сжимающие напряжения.

Хромоникелевые *аустенитно-ферритные стали* содержат меньшее количество никеля, чем аустенитные стали. Вместе с тем они обладают высоким сопротивлением коррозии и превосходят аустенитные стали по некоторым механическим и технологическим свойствам. Например, более высокий предел текучести, хорошую свариваемость и способность деформироваться в режиме сверхпластичности. После закалки в воде при температуре 1000—1050 °С эти стали приобретают структуру, состоящую из равномерно распределенных между собой зерен аустенита и феррита с содержанием последнего 40—60 %. При последующем старении происходит упрочнение стали за счет выделения промежуточных фаз, образованных легирующими элементами (Ni, Al, Ti, Mo и др.) из аустенита и феррита. При этом содержание хрома в аустените и феррите не изменяется, и коррозионная стойкость стали не снижается.

К числу недостатков этих сталей следует отнести нестабильность свойств при незначительном колебании химического состава в пределах одной марки стали и охрупчивание при нагреве. При этом необходимо отметить, что лишь длительные нагревы этих сталей выше 400 °С вызывают охрупчивание, а кратковременные нагревы не опасны. Поэтому предельная рабочая температура при длительной эксплуатации сварных соединений из аустенитно-ферритных сталей должна быть ниже 400 °С.

В табл. 12.7 представлены режимы термической обработки и механические свойства некоторых аустенитно-ферритных сталей.

Аустенитно-мартенситные стали обладают не только коррозионной стойкостью, но и повышенной прочностью и хорошей свариваемостью. Для обеспечения высоких коррозионных и механических свойств эти стали подвергаются закалке при температуре 945 °С с последующими обработкой холодом при температуре –70 °С и старением при температуре 350—450 °С. После закалки сталь приобретает аустенитную структуру, которая имеет высокую пластичность и способность деформироваться. Обработка холодом вызывает превращение 80 % аустенита в мартенсит. Заключительной стадией является старение, приводящее к дополнительному упрочнению стали за счет выделения в мартенсите дисперсных фаз типа Ni₃Al.

Дополнительно предварительно закаленная сталь может быть упрочнена пластической деформацией (наклепом) с последующим старением при температуре 450—480 °С.

Аустенитно-мартенситные стали имеют преимущества в прочности при температуре 450—480 °С перед аустенитными, но уступают последним в коррозионной стойкости.

В табл. 12.7 представлены режимы термической обработки и механические свойства некоторых марок аустенитно-мартенситных сталей.

Контрольные вопросы

1. Как подразделяют стали и сплавы в зависимости от температуры эксплуатации?
2. Какие Вы знаете теплостойкие стали и для каких конструкций и деталей их применяют в теплоэнергетике?
3. Как подразделяют жаропрочные аустенитные стали по способу упрочнения?
4. Какие Вы знаете жаропрочные сплавы на железоникелевой основе и что из них изготавливают?
5. Как подразделяют жаропрочные сплавы на никелевой основе и какими свойствами они обладают?
6. Какая существует классификация жаростойких сталей и сплавов?
7. От чего зависит жаростойкость сталей?
8. Какие Вы знаете жаростойкие сплавы и для изготовления каких деталей и конструкций их применяют?
9. Какие стали и сплавы считаются коррозионно-стойкими?
10. За счет чего достигается высокая устойчивость стали против коррозии?
11. На какие группы подразделяют коррозионно-стойкие стали?
12. Как определить структурный класс коррозионно-стойкой стали по диаграмме Шеффлера?
13. Что такое коррозионное растрескивание металла?
14. Как можно снизить межкристаллитную коррозию?

Раздел третий

КОНТРОЛЬ МЕТАЛЛА В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ, ПРОГНОЗИРОВАНИЕ И ВОССТАНОВЛЕНИЕ ЕГО РЕСУРСА

При обследовании металла оборудования и трубопроводов ТЭС применяют разрушающие и неразрушающие методы контроля. Разрушающий контроль предусматривает вырезку металла из деталей и конструкций, изготовление образцов для механических испытаний и шлифов для детального металлографического анализа в лабораторных условиях. Неразрушающий контроль твердости, структуры и дефектов металла проводится непосредственно на деталях и конструкциях с помощью переносных или портативных приборов. Для контроля структуры металла используют переносные микроскопы или пластиковые реплики (см. § 13.6), а для выявления дефектов применяют различные физические методы. Эти методы могут применяться как в отдельности, так и в различных сочетаниях друг с другом. Приняты следующие сокращенные обозначения неразрушающих методов контроля:

ЦД — цветная дефектоскопия (цветной контроль проникающими веществами);

УЗК — ультразвуковой контроль;

УЗТ — ультразвуковая толщинометрия;

МК — магнитный контроль;

МПД — магнитно-порошковый контроль;

ТВК — токовихревой контроль;

РГК — радиографический контроль;

ТР — химическое травление;

ТВ — определение твердости;

МР — метод реплик.

Для определения механических свойств металла в изделиях применяют безобразцовые методы контроля, основанные на испытании металла индентором с регистрацией диаграмм деформирования (см. § 13.6).

Глава тринадцатая

Глава 13

КОНТРОЛЬ МЕТАЛЛА И ПОКАЗАТЕЛИ ЕГО ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ

Порядок и объем проведения контроля металла в теплоэнергетике и показатели его эксплуатационной надежности регламентированы соответствующими нормативными документами (инструкциями). В этих инструкциях отдельно рассматриваются вопросы контроля и оценки состояния металла поверхностей нагрева котлоагрегатов, паропроводов, барабанов, деталей турбин, сварных соединений и крепежа.

13.1. Поверхности нагрева котлоагрегатов

При обследовании металла поверхностей нагрева котлоагрегатов для выявления зоны повышенного риска преждевременных разрушений проводится ультразвуковая толщинометрия и магнитный контроль, по результатам которых выбирают места вырезки образцов из труб. На вырезанных образцах измеряют наружный и внутренний диаметры трубы в двух взаимно перпендикулярных направлениях, толщину стенки с лобовой и тыловой сторон, глубину коррозионных повреждений, а также проводят анализ микроструктуры металла.

Для труб, работающих при температуре выше 450 °С, дополнительно определяют химический и фазовый составы металла, твердость НВ металла по поперечному сечению трубы, длительную прочность.

Для труб из стали 12Х1МФ, работающих при температуре ниже 450 °С, и из стали 20, работающих при температуре ниже 400 °С, дополнительно определяют механические свойства при кратковременном разрыве.

Для труб поверхностей нагрева из легированных сталей допускается увеличение наружного диаметра не более, чем на 2,5 %, а из углеродистых сталей не более, чем на 3,5 %. Не допускается наличие трещин, участков с обезуглероженным слоем и развитым коррозионным повреждением, а также продольных борозд глубиной 1 мм и более на внутренней поверхности труб.

13.2. Паропроводы

Контрольная вырезка образцов из паропровода производится после исчерпания паркового ресурса, накопления остаточной деформации отдельными элементами паропровода более половины допустимой, образования микроповрежденной структуры металла до четвертого балла и выше.

Вырезку проводят изгиба паропровода с максимальной остаточной деформацией. Длина вырезки должна быть не менее 300 мм. Из отрезанного участка трубы паропровода изготавливают образцы для механических испытаний, карбидного и металлографического анализов металла. Схема вырезки образцов для механических испытаний, карбидного и металлографического анализов представлена на рис. 13.1. Образцы для испытаний на длительную прочность вырезают вдоль трубы. Механические свойства металла паропроводов определяют при комнатной и рабочей температурах. При этом испытывают не менее двух образцов на растяжение и трех образцов на ударную вязкость для

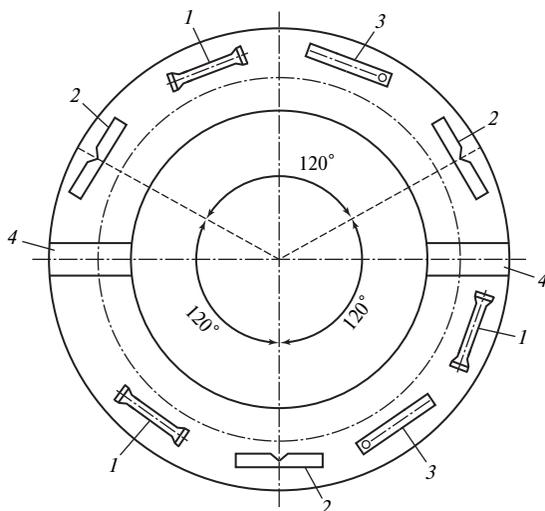


Рис. 13.1. Схема вырезки образцов из паропровода для механических испытаний, карбидного и металлографического анализов металла:

1 — образцы для испытания на растяжение; 2 — образцы для испытания на ударную вязкость; 3 — образцы для карбидного анализа; 4 — образцы для металлографического анализа

Деформацию ползучести ε от начала эксплуатации до i -го измерения определяют по формуле

$$\varepsilon = \frac{D_i - D_{\text{исх}}}{D_{\text{тр}}} 100 \%,$$

где D_i — диаметр, измеренный по реперам при i -м измерении в двух взаимно перпендикулярных направлениях: горизонтальном D_r и вертикальном D_v (см. рис. 13.2); $D_{\text{исх}}$ — исходный диаметр, измеренный по реперам в исходном состоянии; $D_{\text{тр}}$ — наружный диаметр трубы, измеренный в исходном состоянии вблизи реперов в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

В формулу для расчета ε подставляют значения измерений в каждом из направлений. Наибольшее полученное значение принимается за расчетное.

По механическим свойствам металл паропроводов должен удовлетворять требованиям технических условий на поставку. После 100 тыс. ч эксплуатации допускается снижение предела текучести и временного сопротивления на 30 МПа, а ударной вязкости на $0,15 \text{ МДж/м}^2$ по сравнению с нижними пределами на поставку.

Предел текучести при температуре 550 °С стали 12Х1МФ должен быть не ниже 180 МПа и для стали 15Х1М1Ф не ниже 200 МПа. Для сталей 12МХ и 15ХМ предел текучести при температуре 510 °С должен быть не менее 200 МПа. Остаточная деформация от ползучести не должна превышать для прямых труб из стали 12Х1МФ 1,5 % диаметра, для прямых труб из сталей других марок 1 % диаметра, для прямых участков гнутых труб независимо от марки стали 0,8 % диаметра.

Предел длительной прочности для конкретной марки стали на базе 10^5 и $2 \cdot 10^5$ ч не должен отклоняться более, чем на 20 % в меньшую сторону по сравнению со средними значениями этой характеристики в исходном состоянии.

Минимальный уровень длительной пластичности должен быть не ниже 5 % результатов испытаний образцов до разрушения на базе, условно соответствующей периоду продления срока эксплуатации паропровода.

Микрповрежденность, определенная на оптическом микроскопе при 500-кратном увеличении, должна быть не выше четвертого балла по стандартной шкале микрповрежденности.

Снижение плотности металла вблизи наружной поверхности паропровода по сравнению с исходным состоянием не должно превышать 0,3 %.

Трещины любого вида на гйбах паропроводов не допускаются.

13.3. Барабаны котлоагрегатов

Барабаны котлоагрегатов высокого давления контролируют визуально, магнитопорошковым и ультразвуковым методами. Контролю подлежат все отверстия водоопускных труб, не менее 15 % отверстий всех остальных труб в наиболее ослабленных местах барабана; участки внутренней поверхности барабана размером 200×200 мм на каждом листе обечайки; все внутренние поверхности днищ; не менее 15 % наружной поверхности днищ; не менее 15 % длины сварных швов; все участки с ремонтными сварными соединениями. Поверхности металла барабана, его трубных гнезд и штуцеров, а также сварные швы контролируют визуально и магнитопорошковым методом, а основные швы — ультразвуковым методом. На рис. 13.4 показана схема намагничивания металла барабана котлоагрегата для магнитопорошкового контроля.

В основном металле и сварных соединениях барабана не допускаются дефекты типа трещин всех видов. Допускаются одиночные коррозионные язвы, эрозийные повреждения, раковины и другие подобные дефекты пологового профиля глубиной не более 10 % толщины стенки. Допускается оставлять скопления коррозионных язв, а также одиночные коррозионно-эрозийные дефекты на кромках отверстий глубиной не более 3 мм. При допуске в эксплуатацию барабанов с перечисленными выше дефектами требуется подтвердить отсутствие трещин в местах этих дефектов дополнительным контролем методами МПД, ЦД, или ТР, или ТВК.

Структура металла по результатам металлографического анализа (на репликах, сколах или вырезках) не должна иметь микротрещин и (или) графитизации второго балла и более.

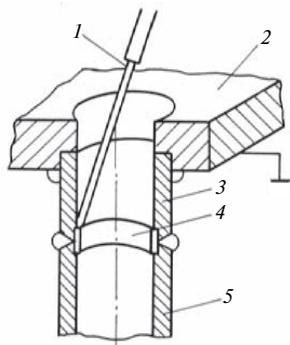


Рис. 13.4. Схема намагничивания металла барабана для обнаружения осевых трещин в стенках трубных отверстий и штуцеров:

1 — контактный штырь; 2 — обечайка; 3 — штуцер; 4 — подкладное кольцо; 5 — трубка

При обнаружении недопустимых дефектов по результатам выборочного контроля назначается 100 %-ный контроль металла барабана и сварных швов. При наличии значительных повреждений из барабана высверливают пробки, диаметром не менее 80 мм, из которых вырезают образцы для механических испытаний и более детального металлографического анализа.

По механическим свойствам, определенным при комнатной температуре на образцах из пробок основных элементов барабана, металл должен удовлетворять следующим требованиям:

- предел текучести и временное сопротивление не должны отличаться более, чем на 5 % в меньшую сторону от значений в исходном состоянии;
- отношение предела текучести к временному сопротивлению не должно превышать 0,7 для углеродистых сталей и 0,8 для легированных сталей;
- относительное удлинение должно быть не менее 16 %;
- ударная вязкость, определенная на образцах Шарпи (с острым надрезом) должна составлять не менее 0,25 МДж/м²;
- твердость металла должна находиться в следующих пределах: для сталей марок 20, 15М, 16М, 15К, 20К, 22К: НВ 120—180; для сталей марок 16ГНМ, 16ГНМА: НВ 130—200.

13.4. Детали турбин

Для неразрушающего контроля металла деталей турбин применяют капиллярные, токовихревые, ультразвуковые и радиационные методы. Особо тщательному контролю подвергают лопатки турбин, которые могут выходить из строя из-за появления трещин или изломов в металле. Например, токовихревым контролем возможно обнаружение трещин как на выходных кромках, так и по всему профилю лопатки, включая замковые части. На рис. 13.5 изображена схема токовихревого контроля замковой части лопатки турбины.

Поверхностные трещины в лопатках турбин могут быть выявлены ультразвуковым контролем и цветной дефектоскопией. Так, при использовании цветного контроля проникающими веществами вначале наносят красящий

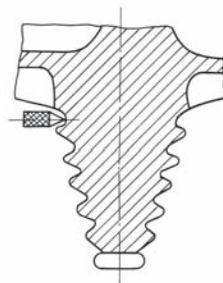


Рис. 13.5. Схема токовихревого контроля замковой части лопатки турбины

раствор в два-три слоя мягкой кисточкой и через 15—20 мин его удаляют. Затем на лопатку наносят проявляющий раствор, после высыхания которого имеющиеся трещины хорошо заметны в виде цветных линий на белом фоне.

При обнаружении трещины в литом металле корпуса турбины из него вырезают заготовку для изготовления ударных образцов. Эти образцы имеют двойные надрезы и предназначены для определения критического раскрытия надреза при рабочей температуре по методике, разработанной во Всероссийском теплотехническом институте (ВТИ).

На рис. 13.6 представлен общий вид ударного образца с двумя надрезами. Надрезы наносят фрезой толщиной $0,5 \pm 0,1$ мм. Глубина надрезов составляет $5,0 \pm 0,5$ мм, расстояние между ними — $5,0 \pm 0,1$ мм.

При испытании на ударный изгиб удар наносится точно в середине образца со стороны противоположной надрезам. Температура испытания должна быть равна температуре пара на входе в корпус турбины. Измерение раскрытия надреза проводится на половине образца с неразрушившимся надрезом с помощью инструментального или металлографического микроскопов с точностью до $0,01$ мм.

Величина критического раскрытия надреза δ_c определяется по формуле:

$$\delta_c = b_k - b_0,$$

где b_0 — начальная ширина неразрушенного надреза; b_k — ширина того же образца после испытания.

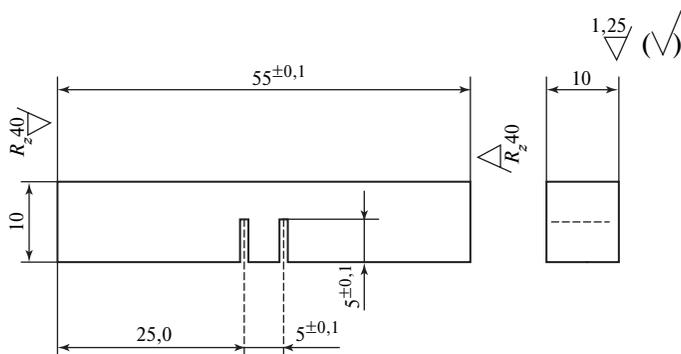


Рис. 13.6. Ударный образец с двумя надрезами

Критическое раскрытие надреза δ_c характеризует склонность материала к хрупкому разрушению; чем выше δ_c , тем меньше вероятность возникновения хрупкого разрушения.

На половинках ударных образцов определяется горячая твердость при рабочей температуре и рассчитывается как среднее значение из результатов трех испытаний.

При контроле металла дисков диафрагм и направляющих лопаток турбин фиксируется наличие общей и язвенной коррозии, коррозионного растрескивания, эрозии, следов задевания и других механических повреждений. При контроле рабочих лопаток помимо перечисленных повреждений фиксируется наличие остаточной деформации (удлинение, разворот, выход из ряда); проверяется качество крепления лопаток и состояние заклепок.

Состояние металла цельнокованых роторов турбин может быть признано удовлетворительным, если:

- величина накопленной остаточной деформации ползучести, измеренная со стороны осевого канала, для роторов из сталей P2 и P2MA не превышает 1 %, а для роторов из других марок стали — 0,8 %; средняя скорость ползучести, определенная по результатам двух или более измерений, не превышает для роторов из сталей P2 и P2MA $0,5 \cdot 10^5$ %/ч, а для роторов из других марок сталей — $0,4 \cdot 10^5$ %/ч;
- отсутствуют коррозионные повреждения поверхности осевого канала в низкотемпературных зонах глубиной более 2 мм;
- на наружной поверхности ротора и на поверхности осевого канала отсутствуют протяженные трещиноподобные дефекты глубиной более 1 мм;
- в объеме поковки отсутствуют дефекты, размер и количество которых не превосходит следующие нормы: общее количество дефектов диаметром от 2 до 4 мм включительно не превышает 30 шт., в том числе в зоне бочки не более 10 шт., причем в этой зоне дефекты должны находиться на расстоянии не менее 50 мм друг от друга; дефекты эквивалентным диаметром от 4 до 6 мм включительно с расстоянием между ними не менее 50 мм допускаются в количестве не более 10 шт. по длине ротора; дефекты эквивалентным диаметром более 6 мм в роторе не допускаются;
- твердость металла высокотемпературной зоны ротора из стали ЭИ 415 должна быть не ниже НВ 200, а для других марок стали — не ниже НВ 180.

Для металла корпусных деталей турбин основными показателями эксплуатационной надежности являются:

- состояние структуры и уровень физико-механических свойств;

Таблица 13.1

Допустимые значения физико-механических свойств металла литых корпусных деталей турбин после 100 тыс. ч работы при комнатной и рабочей температурах

Характеристика металла	Температура испытания, °С	Допустимое значение (не менее) для сталей марок		
		15Х1М1ФЛ	20ХМФЛ	20ХМЛ
Предел текучести, МПа	20	255	245	220
Доля вязкой составляющей в изломе ударного образца Шарпи (KCV), %	150/80	100/50	100/50	100/50
Ударная вязкость KCV, МДж/м ²	80	0,3	0,3	0,3
Критическое раскрытие надреза при ударном нагружении, мм	Температура пара на входе	0,25	0,25	0,25
Горячая твердость	То же	85	93	89
Твердость НВ	20	145	135	130
Количество пор при ползучести диаметром более 2,0 мкм в одном поле зрения, ×500, шт.	20	3 (не более)	3 (не более)	3 (не более)

- средняя скорость роста трещины за межремонтный период;
- глубина трещины, в том числе в местах, недоступных для ремонта.

Требования к структуре и физико-механическим свойствам металла при комнатной и рабочей температурах приведены в табл. 13.1.

Средняя скорость роста трещины за межремонтный период не должна превышать 10 мм/ч. В случае невозможности удаления имеющейся трещины, а также при других результатах контроля металла, не удовлетворяющих требованиям табл. 13.1, возможность и условия дальнейшей эксплуатации корпуса турбины определяет специализированная организация.

13.5. Сварные соединения и крепеж

Сварные соединения являются наиболее ответственными элементами деталей и конструкций энергоустановок. Если в сварном соединении присутствуют дефекты, а уровень механических свойств металла шва не отвечает техническим требованиям, то надежность и

долговечность конструкции в целом резко снижаются. Более того при возникновении и развитии трещины в сварном соединении деталь или конструкция могут преждевременно разрушиться.

Для контроля сварных соединений применяют методы неразрушающего и разрушающего контроля с выявлением дефектов, структуры и определением механических свойств металла. Среди физических неразрушающих методов контроля сварных соединений наиболее эффективны ультразвуковой, радиографический, магнитный и цветной контроль проникающими веществами.

Ультразвуковой контроль сварных соединений проводят с помощью универсальных дефектоскопов, как правило, эхометодом. Угол ввода ультразвуковых колебаний выбирают так, чтобы расстояние от искателя до сварного шва было минимальным, а направление акустического луча как можно ближе к нормали по отношению к сечению, в котором площадь ожидаемых дефектов максимальна.

На рис. 13.7 представлена схема ультразвукового контроля стыкового сварного шва. Контроль ведут прямым и однократно отраженным акустическим лучом (рис. 13.7, а). Сварной шов прозвучивают с двух сторон, а для повышения надежности контроля искатель непрерывно поворачивают на угол $\varphi = 10 \div 15^\circ$ (рис. 13.7, б).

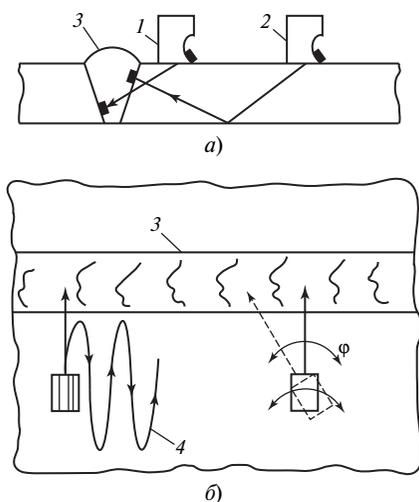


Рис. 13.7. Схема ультразвукового контроля стыкового сварного соединения:

1 — положение искателя при контроле прямым лучом; 2 — то же при контроле однократно отраженным лучом; 3 — сварной шов; 4 — траектория сканирования

Радиографический контроль сварных соединений позволяет при просвечивании получать снимки и расшифровывать их в проходящем свете на негатоскопах. На снимках выявляют трещины, непровары, шлаковые включения, поры и другие дефекты. Для повышения надежности контроля участков шва просвечивают в нескольких направлениях.

Магнитный контроль сварных соединений с помощью дефектоскопов чаще всего применяется на трубопроводах. Этот вид контроля позволяет выявлять поверхностные дефекты глубиной более 10 % от толщины стенки трубы и дефекты глубиной 10—15 % от толщины стенки — на расстоянии от поверхности трубы 20—25 мм.

Цветная дефектоскопия используется для обнаружения поверхностных дефектов. Этим методом контроля можно выявить поверхностные поры шириной 1—2 мкм и глубиной 10—15 мкм.

После выработки паркового ресурса оценка остаточного ресурса сварных соединений производится по вырезанному элементу из контролируемой конструкции или детали. Разрезка вырезанного элемента на заготовки для изготовления образцов производится механическим способом. При исследовании металла сварных соединений определяются:

- твердость основного и наплавленного металла;
- механические свойства сварного соединения по результатам испытаний образцов на растяжение и ударный изгиб при комнатной и рабочей температурах;
- статическая трещиностойкость зон сварного соединения по результатам испытания образцов на однократный трехточечный изгиб;
- химический состав металла шва и основного металла;
- фазовый состав металла шва и основного металла по результатам карбидного анализа;
- макроструктура сварного соединения на трех макрошлифах поперечного сечения;
- микроструктура металла зон сварного соединения по результатам металлографического анализа микрошлифов или реплик;
- микроповрежденность металла зон сварного соединения по результатам металлографического анализа микрошлифов или реплик;
- жаропрочность сварного соединения.

Контроль металла крепежа включает в себя определение твердости на торце шпильки или гайки. Значение твердости определяется как среднее из результатов трех испытаний. Для определения других механических свойств (предела текучести, временного сопротивления, относительных удлинения и сужения, ударной вязкости) отбира-

ется одна шпилька с минимальной, а другая — с максимальной твердостью.

Контроль шпилек проводят выборочно через каждые 10—15 тыс. ч эксплуатации. Для неразрушающего контроля металла шпилек помимо метода твердости используют токовихревые структуроскопы. Поперечные трещины в шпильках обнаруживают капиллярным, магнитопорошковым или ультразвуковым методами.

13.6. Оперативный безобразцовый контроль микроструктуры и механических свойств металла оборудования и трубопроводов

13.6.1. Безобразцовый контроль микроструктуры металла

Оперативный неразрушающий контроль микроструктуры металла непосредственно в изделиях выполняется с помощью переносных микроскопов и метода оттисков. Переносные микроскопы отечественного производства, например ММУ-1, устанавливаются на съемные предметные столики и жестко прикрепляются к деталям. На трубопроводах микроскопы могут быть закреплены цепным приспособлением. Перед контролем микроструктуры подготавливают поверхность металла. Вначале пневмо- или электроинструментом зачищают плоскую площадку размером 30×20 мм. Толщина удаляемого слоя должна быть не больше отрицательных допусков, предусмотренных техническими условиями на изделие. Поверхность площадки шлифуют и полируют кругами: корундовым крупнозернистым на керамической или бакелитовой основе, затем корундовым мелкозернистым. Применяют также электрополирование с помощью специальных переносных устройств. Электрополирование представляет собой процесс растворения металла, в результате которого получается блестящая полированная поверхность. Процесс электрополирования происходит в электролизной ванне между катодом и анодом-шлифом (контролируемой деталью). Катод обеспечивает электролитический контакт и удерживает электролит при электрохимическом процессе полирования и травления. Качество электрополированной поверхности зависит от состава и температуры электролита, плотности тока, продолжительности полирования и предварительной подготовки поверхности.

После подготовки исследуемой поверхности детали для контроля микроструктуры металла устанавливается и закрепляется микро-

скоп. С помощью микроскопа можно не только наблюдать микро-структуру, но и фотографировать ее. Для фотографирования на подвижной части корпуса микроскопа укрепляют соединительное кольцо с фотокамерой.

Аналогичным способом можно контролировать и фотографировать микроструктуру металла в изделиях с помощью переносного прибора МЭИ-Т7, со встроенным микроскопом МПВ-1. Прибор МЭИ-Т7 жестко крепится к изделию, а передвижной стол прибора позволяет при одном установе выполнять контроль микроструктуры в различных точках контролируемой поверхности.

Основным недостатком методики контроля микроструктуры переносными микроскопами является невозможность их использования в труднодоступных местах изделий, где сложно установить и закрепить микроскоп. В связи с этим широкое распространение получил метод контроля микроструктуры с помощью пластиковых реплик, т.е. метод оттисков. Для получения оттиска используют полистирол. Вначале блочный полистирол нарезают кубиками, толщина ребра которых составляет 15—20 мм. На контролируемую сторону кубика наносят несколько капель ацетона и через 20—30 с выдержки, размягнутой поверхностью прижимают к объекту обследования на 2—3 с, после чего выдерживают без нагрузки 20—30 мин. Затем кубик отделяют от поверхности детали. Рельеф контролируемого металла, зафиксированный на размягнутой поверхности кубика, анализируют с помощью оптического микроскопа в лабораторных условиях при заданном увеличении.

На рис. 13.8 представлены этапы получения оттиска для контроля микроструктуры металла. Микроструктура металла, наблюдаемая под микроскопом на шлифе, и микроструктура оттиска на полистироле практически не различаются.

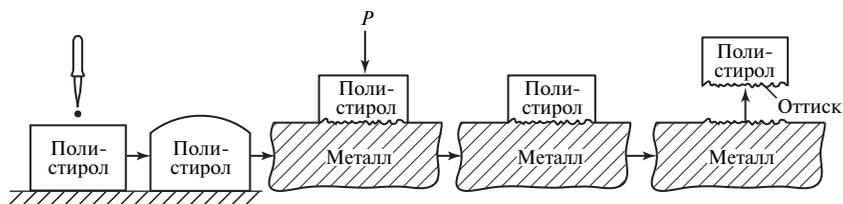


Рис. 13.8. Этапы получения оттиска для контроля микроструктуры металла

13.6.2. Безобразцовый контроль кратковременных механических свойств

В § 4.6 был изложен безобразцовый метод определения механических свойств металла по характеристикам твердости. Этот метод может быть реализован с помощью переносных приборов. Для безобразцового контроля характеристик твердости и других механических свойств металла, например, предела текучести, временного сопротивления, относительного удлинения применяют переносные приборы МЭИ-Т различных модификаций. Наибольшее распространение получил прибор МЭИ-Т7. Накоплен положительный опыт безобразцового контроля механических свойств металла на паропроводах, деталях турбин, металлопрокате. Этот прибор снабжен приспособлениями для жесткого крепления к трубопроводам и другим деталям различной конфигурации. Прибор используется в переносном и стационарном вариантах. Для работы в лабораторных условиях испытательная головка прибора вместе с микроскопом крепится к специальному лабораторному столу. В этом случае определение механических свойств металла можно выполнять на шлифах, предназначенных для металлографических исследований, или на небольших сколах металла, взятых из контролируемых деталей.

На рис. 13.9 представлен общий вид переносного прибора МЭИ-Т7, жестко закрепленного на трубопроводе.

Прибор состоит из испытательной головки и переносного стола. Подвижная часть испытательной головки включает в себя корпус 13, ползун 14 и может перемещаться по стойке 3. В корпусе головки расположен силоизмерительный механизм, состоящий из плоской пружины 5, штока 7 и индикатора 1. Шток нижним концом упирается в один из инденторов 11, вмонтированных в державку 12. Для измерения диаметра отпечатка на корпусе закреплен микроскоп 2. Подсветка микроскопа осуществляется с помощью батареек, расположенных в полости стойки 3, и тумблера 19.

Нагружающий механизм испытательной головки включает в себя зубчатую рейку, закрепленную на стойке 3, вал-шестерню 20, расположенный в ползуне 14, и рукоятку 6. Ползун 14 соединен с корпусом 13 фиксатором 8. Подъем фиксатора из гнезда ограничителя поворота 15, закрепленного на ползуне 14, осуществляется рычагом 4. В результате этого происходит разъединение корпуса и ползуна, и осуществляется поворот головки относительно стойки. Испытательная головка закреплена на переносном столе 17 и перемещается относительно последнего с помощью рычага хода 16, что позволяет при

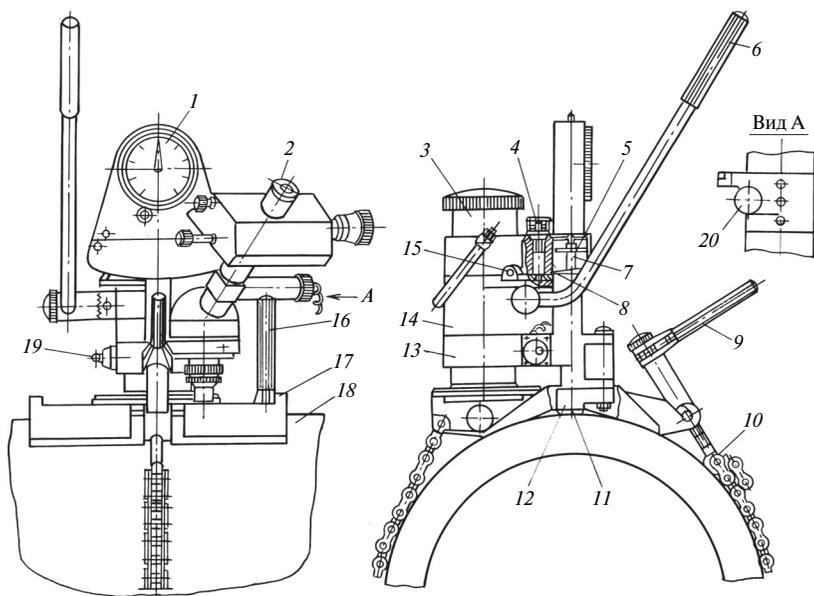


Рис. 13.9. Общий вид прибора МЭИ-Т7, закрепленного на трубопроводе

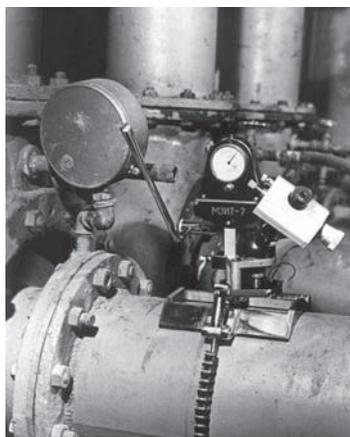
одном закреплении прибора на трубопроводе 18 с помощью втулочно-роликковой цепи 10 и натяжного устройства 9 проводить несколько испытаний в разных точках металла. Если возникает необходимость в фотосъемке микроструктуры контролируемого металла, то к окуляру микроскопа прикрепляют фотокамеру с помощью специального переходного кольца. После необходимой подготовки поверхности металла и установки прибора на изделии производят фотосъемку микроструктуры, а затем определение механических свойств.

Прибор МЭИ-Т7 успешно используется для оперативного безобразцового контроля микроструктуры и механических свойств металла оборудования и трубопроводов тепловых электрических станций. В период ремонта и восстановления изношенных деталей можно определить не только фактические механические свойства металла, но и оценить качество его восстановления путем использования тех или иных технологий.

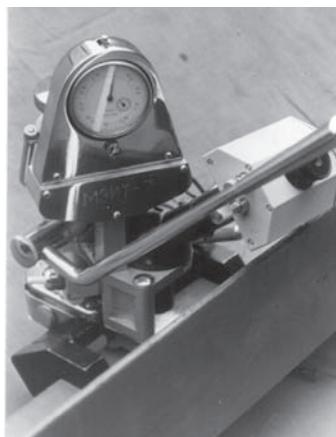
На рис. 13.10 представлены фотографии оперативного безобразцового контроля механических свойств и микроструктуры металла трубопровода, ротора турбины и металлопроката переносным прибором МЭИ-Т7.



а)



б)



в)

Рис. 13.10. Оперативный безобразцовый контроль металла ротора турбины (а), трубопровода (б), металлопроката (в) переносным прибором МЭИ-Т7

В настоящее время для оперативного контроля твердости металла оборудования и трубопроводов широко используются портативные приборы-твердомеры. По принципу действия они подразделяются на три основные группы — механического, физического и физико-механического действия. На рис. 13.11 схематически приведена классификация этих твердомеров.

Производство приборов-твердомеров физико-механического действия начало бурно развиваться в последние два десятилетия. Особенно это заметно на примере так называемых динамических индикаторов.

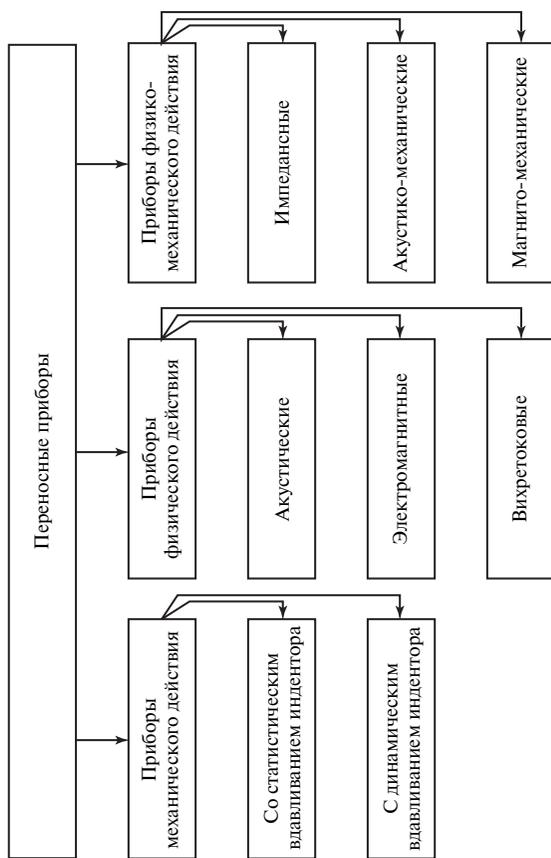


Рис. 13.11. Классификация портативных приборов-твердомеров

торов твердости. В основе процессов испытания этими приборами лежит соударение бойка с контролируемым материалом. Процесс соударения состоит из трех основных этапов: входа бойка в контакт с материалом, непосредственного контакта соударяющихся тел, выхода бойка из контакта. Длительность ударного взаимодействия составляет от десятков до сотен микросекунд при изменении твердости НВ от 100 до 500 единиц. Основными параметрами, коррелирующими с твердостью, являются силовые, скоростные и деформационные характеристики на всех трех этапах соударения. Для регистрации первичной информации на каждом этапе требуются компактные высокоточные нагружающие устройства и прецизионные датчики.

Однако следует отметить, что наиболее надежные и объективные показания твердости металла готовых изделий дают прямые статические механические методы испытаний, обеспечивающие необходимую степень нагружения согласно действующим стандартам. Все остальные методы в той или иной степени являются косвенными, основанными на корреляции различных механических и физических параметров с характеристиками твердости, определенными прямыми методами. Поэтому при аттестации косвенных методов измерения твердости и соответствующих приборов для их реализации следует осуществлять их поверку в сравнении с прямыми механическими методами, аттестованными переносными твердомерами на деталях различной массы, жесткости, конфигурации. Кроме того, эту поверку необходимо проводить на материалах разных марок и классов, находящихся в различных структурно-механических и напряженно-деформированных состояниях (после наклепа, термической обработки, длительной эксплуатации и т.п.).

Каждый метод определения твердости и каждый тип прибора имеют свои преимущества и недостатки в отношении точности определения твердости, границ применимости, функциональных возможностей. Например, механические твердомеры статического действия, несмотря на свои преимущества в точности измерения твердости, имеют существенный недостаток, заключающийся в необходимости жесткого крепления к деталям цепными, ленточными или магнитными захватами, что существенно увеличивает общую массу прибора. Портативные приборы динамического действия не требуют жесткого крепления и, как следствие, имеют небольшую массу.

В табл. 13.2 представлены некоторые типы переносных и портативных твердомеров механического, физического и физико-механического действия отечественного и зарубежного производства.

Таблица 13.2

Переносные и портативные приборы механического, физического и физико-механического действия отечественного и зарубежного производства

Наименование и марка	Назначение и принцип действия	Основные технические характеристики	Разработчик
Переносной твердомер ТВП 5012-01	<p><i>Приборы механического действия</i></p> <p>Определение твердости по методам Виккерса и Бринелля. Измерение диаметра или диаметра отпечатка производится посредством датчика, шток которого соединен механически с визиром микроскопа. Микропроцессорное устройство производит пересчет размеров отпечатка в значения твердости. Результаты испытаний выводятся на цифровое печатающее устройство</p>	<p>Диапазон измерения твердости: по методу Виккерса HV 6—2000 по методу Бринелля HB 8—450</p> <p>Пределы допускаемой погрешности, %: по методу Виккерса..... ±5 по методу Бринелля ±5</p> <p>Габаритные размеры испытательной головки, мм: с магнитным прижимом 250×250×250 со струбиной 410×210×680</p> <p>Масса испытательной головки, кг: с магнитным прижимом 7,5 со струбиной 6,5</p>	АО «Точприбор», г. Иваново

<p>Переносной твердомер ТРП 5011</p>	<p>Определение твердости по методам Роквелла и Бринелля. Значения твердости определяются по глубине отпечатка. Диаметры сферических инденторов составляют 2,5, 5 и 10 мм. Крепление прибора к деталям производится с помощью электромагнитных и цепных захватах</p>	<p>Диапазон определения твердости: по методу Роквелла HRA 70—90; HRC 20—70; HRB 25—100; по методу Бринелля HB 4—450 Пределы допускаемой погрешности прибора, %: по методу Роквелла ±2 по методу Бринелля ±5 Габаритные размеры прибора, мм . . . 155×125×750 Масса прибора, кг 7,4</p>	<p>АО «Точприбор», г. Иваново</p>
<p>Переносной твердомер АТР Eumetron</p>	<p>Определение твердости по методам Бринелля, Виккерса, Роквелла. Прибор может быть использован для испытания деталей любой формы в лабораторных цеховых и полевых условиях</p>	<p>Диапазон определения твердости: по методу Бринелля HB 80—500 по методу Виккерса HV 150—500 по методу Роквелла HR 1—70 Габаритные размеры прибора, мм 80×160×125 Масса прибора, кг 2,9</p>	<p>Фирма Eumt, Швейцария</p>
<p>Портативный твердомер Hardmatik</p>	<p>Определение твердости по методам Бринелля, Виккерса, Роквелла на деталях в различных пространственных положениях. Усилие вдавливания индентора осуществляется вручную, давлением на рукоятку. Значение твердости отсчитывается непосредственно по шкалам прибора</p>	<p>Погрешность определения твердости по шкалам: Виккерса и Бринелля ±3 % Роквелла ±2 ед. Габаритные размеры, мм: высота, мм 150 диаметр, мм 75 Масса, кг 1,6</p>	<p>Фирма Mitutoyo, Япония</p>

Окончание табл. 13.2

Наименование и марка	Назначение и принцип действия	Основные технические характеристики	Разработчик
<i>Приборы физического действия</i>			
Переносной твердомер АНП-5П	<p>Определение твердости металла паропроводов, крупного крепежа и других деталей энергооборудования электростанций по шкале Роквелла. Принцип работы основан на методе автоцркуляции акустических импульсов. Конструкция пьезопреобразователей с волноводом в виде пирамиды позволяет уменьшить зону контакта до 2 мм. Прибор показывает стабильные результаты измерений при изменениях температуры</p>	<p>Диапазон определения твердости по шкале Роквелла от НРС 10—60 Рабочая частота пьезоэлементов, МГц. 2,5 и 5 Напряжение, В: автономного источника. 5 и 24 сети. 220 Потребляемая мощность, Вт. 4 Габаритные размеры прибора, мм 300×170×150 Масса, кг. 3</p>	Новосибирский институт инженеров железнодорожного транспорта (ТУ)
Электроакустический твердомер ТЭА-9	<p>Определение твердости по шкале Роквелла изделий из чугуна и стали. Испытание можно выполнять во всех пространственных положениях изделий. В прибор встроены классификатор границ диапазона определения твердости. Может быть использован как автоматизированное устройство для контроля твердости металла</p>	<p>Диапазон определения твердости по шкале Роквелла НРС 20—70 Погрешность определения твердости, % ±5—7 Продолжительность одного испытания, с 5 Габаритные размеры датчика-преобразователя, мм Ø40×190 Масса датчика-преобразователя, кг 0,7</p>	НПО «Ростовский НИИ технологии машиностроения»

<i>Приборы физико-механического действия</i>		Фирма Kraufkrager, Германия
<p>Портативный твердомер Misdur 1 (MIS 1) Модификации: MIS 2, MIS 3 и др.</p>	<p>Определение твердости по шкалам Виккерса и Роквелла металла деталей сложной геометрической формы, а также сварных швов. Принцип действия основан на регистрации изменения собственной частоты продольных колебаний стержня с индентором в зависимости от глубины отпечатка. Частота колебаний коррелирует с числами твердости, отображаемыми на индикаторе прибора</p>	<p>Диапазон определения твердости: по шкалам Виккерса HV 50—990 по шкалам Роквелла HRC 20—68</p> <p>Погрешность определения твердости, не более..... 6 %</p> <p>Глубина вдавливания индентора, мкм 5—25</p> <p>Габаритные размеры, мм: блока управления 150×11,5×50 щупа Ø38×205</p> <p>Масса прибора, кг 1,3</p>
<p>Портативный твердомер ТЭМП-1. Модификации: ТЭМП-2, ТЭМП-3</p>	<p>Определение твердости по шкалам Бринелля, Виккерса, Роквелла металла деталей различной геометрической формы. Принцип действия основан на измерении и обработке параметров ударного импульса в процессе соударения индентора с контролируемой поверхностью детали</p>	<p>Диапазон определения твердости: по шкалам Бринелля HB 100—450 по шкалам Виккерса HV 100—950 по шкалам Роквелла HRC 22—68</p> <p>Погрешность определения твердости, не более..... 5 %</p> <p>Габаритные размеры прибора, мм 33×90×175</p> <p>Масса, кг 0,4</p>

Контроль характеристик жаропрочности. Для контроля деформации ползучести металла паропроводов используют приваренные бобышки, по которым периодически измеряют диаметр трубы в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Существуют другие способы контроля ползучести с помощью измерительных устройств. В производственно-энергетическом объединении «Донбассэнерго» было разработано автоматизированное устройство для контроля ползучести паропроводов (рис. 13.12).

На паропроводной трубе 1 натянута гибкая лента 3 из аустенитной стали 12Х18Н10Т, один конец которой неподвижно закреплен на хомуте 2, а другой связан с подвижным штоком 4 узла 5 для изменения натяжения ленты. На подвижном штоке закреплен контакт 6 на расстоянии ΔL , рассчитанном по значению допустимой остаточной

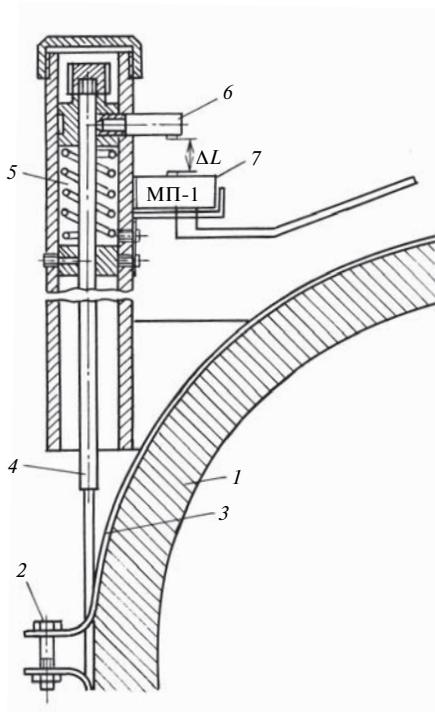


Рис. 13.12. Схема автоматизированного устройства для контроля ползучести паропроводов

деформации, от кнопки микропереключателя 7. При достижении паропроводом расчетного допустимого уровня остаточной деформации, что соответствует расстоянию ΔL , контакт 6 соприкасается с кнопкой микропереключателя 7 и происходит включение сигнальной лампы на щите управления.

В МЭИ был разработан способ определения характеристик ползучести длительным вдавливанием в металл жаропрочного шара при заданной температуре. Вдавливание шара производится в предварительно вырезанную лунку диаметром $0,25D$, где D — диаметр шара. Кривизна лунки должна соответствовать кривизне шара. Вследствие ползучести металла диаметр вырезанной лунки постепенно увеличивается за счет углубления индентора, находящегося под постоянной нагрузкой.

Деформацию ползучести ε рассчитывают по увеличению диаметра лунки

$$\varepsilon = 0,5 \left\{ 1 - \left[1 - (d_k/D)^2 \right]^{1/2} \right\} - 0,5 \left\{ 1 - \left[1 - (d_0/D)^2 \right]^{1/2} \right\},$$

где d_0 и d_k — начальный и конечный диаметры лунки в данном промежутке времени.

Поскольку в процессе испытаний за некоторый промежуток времени диаметр лунки увеличивается, а нагрузка на индентор остается постоянной, то напряжение в лунке снижается. Поэтому за каждый промежуток времени подсчитывают среднее значение напряжения

$$H_{\text{ср}} = 0,5(H_0 + H_k),$$

где $H_0 = 4P/(\pi d_0)^2$ и $H = 4P/(\pi d_k)^2$ — напряжения в начале и конце заданного промежутка времени.

Средние значения напряжения поддерживаются постоянными путем соответствующего увеличения нагрузки на индентор. В результате таких испытаний строят диаграмму ползучести в координатах ε — τ , на которой наблюдаются те же характерные участки, что и на диаграмме ползучести, полученной в результате испытаний растяжением (рис. 13.13).

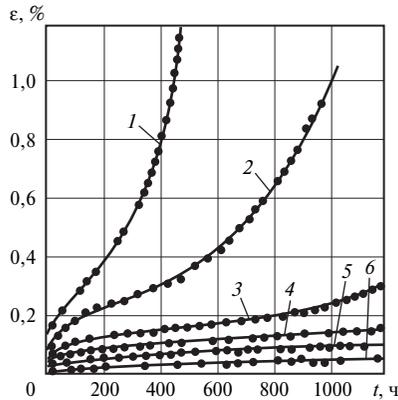


Рис. 13.13. Диаграммы ползучести стали 12X18H10T при температуре 650 °С, полученные длительным вдавливанием шара:

1 — $H = 385$ МПа; 2 — $H = 284$ МПа; 3 — $H = 246$ МПа; 4 — $H = 200$ МПа; 5 — $H = 100$ МПа; 6 — $H = 70$ МПа

Как и при растяжении, скорость ползучести $\dot{\epsilon}$, соответствующая установившемуся участку диаграммы ползучести, полученной вдавливанием, связана с напряжением H степенной зависимостью:

$$\dot{\epsilon} = A_1 H_1^b,$$

где A_1 и b_1 — постоянные коэффициенты для данного материала.

Связь между напряжениями при растяжении σ и напряжениями H при вдавливании в условиях ползучести имеет вид:

$$\sigma = c_1 H,$$

где c_1 — постоянный коэффициент для отдельных групп материалов. Для сталей перлитного и аустенитного классов коэффициент $c_1 = 0,65$.

Целью испытания на ползучесть является определение предела ползучести σ_{10}^t . Для этого на паропровод устанавливают не менее трех приспособлений (рис. 13.14). На каждом приспособлении создают различные напряжения, которые вызывают скорость равномерной ползучести в пределах $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \div 10^{-5} \%$ /ч.

Все приспособления и грузы после установки на паропроводе закрывают кожухами из листовой стали и изолируют стекловатой. К местам установки сферических инденторов подводят термопары

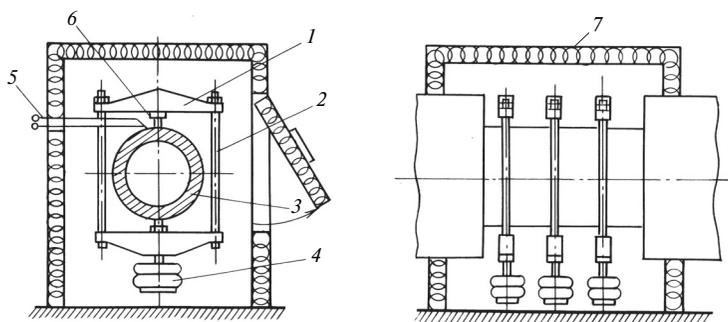


Рис. 13.14. Приспособления для контроля ползучести по способу МЭИ, установленные на паропроводе:

1 — коромысло; 2 — тяга; 3 — труба; 4 — груз; 5 — термопары; 6 — сферический индентор; 7 — изоляция

для контроля температуры стенки трубы при эксплуатации паропровода. При отключении паропровода кожухи снимают и приспособления для испытаний разбирают. Диаметры лунок измеряют переносным микроскопом. Результаты измерений и расчетов представляют в виде диаграммы ползучести в логарифмических координатах $\lg \dot{\epsilon} - \lg \sigma_{\text{экр}}$, по которой путем экстраполяции на $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{ \%}/\text{ч}$ определяют предел ползучести металла паропровода σ_{10}^t .

Метод длительной горячей твердости используется для приближенной оценки длительной прочности. Обоснованием этого метода является сходство зависимостей длительной прочности и длительной твердости металла от времени при одинаковой температуре испытания. В логарифмических координатах эти зависимости прямолинейны и параллельны, что дает возможность экстраполяции.

При одинаковых температуре и времени испытания предел длительной прочности $\sigma_{\text{дп}}$ и длительная горячая твердость $\text{НВ}_{\text{г.т}}$ связаны соотношением

$$\sigma_{\text{д.п}} = k \text{НВ}_{\text{г.т}},$$

где k — коэффициент пропорциональности, зависящий от марки стали и температуры.

На рис. 13.15 показано изменение коэффициента k для стали 12Х1МФ в зависимости от температуры.

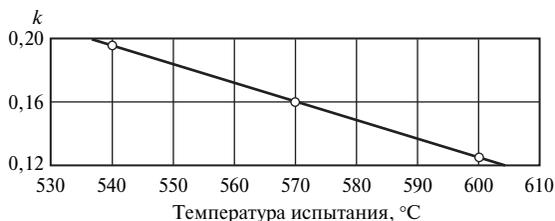


Рис. 13.15. Зависимость коэффициента k от температуры для стали 12Х1МФ

В производственных условиях метод длительной горячей твердости используется для приближенной оценки длительной прочности трубопроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф.

Контрольные вопросы

1. Какие физические методы контроля применяют для обнаружения дефектов в металле?
2. Как контролируют металл труб поверхностей нагрева котлоагрегатов?
3. Изобразите схему вырезки образцов из паропроводов для определения механических свойств металла.
4. Как контролируют остаточную деформацию ползучести паропроводов?
5. Какие механические свойства определяют для металла паропроводов?
6. Какими методами контролируют основной металл и металл сварных швов барабанов котлоагрегатов?
7. Какими методами контролируют металл лопаток паровых турбин?
8. Как определяют критическое раскрытие надреза на ударных образцах по методике ВТИ?
9. Какие требования предъявляют к состоянию металла роторов турбин?
10. Как контролируют микроструктуру и механические свойства металла оборудования и трубопроводов безобразцовым методом?
11. Какие применяют переносные и портативные приборы для контроля твердости металла. Как классифицируют эти приборы по принципу действия?
12. В чем заключается метод горячей длительной твердости? Возможно ли получить диаграмму ползучести металла методом длительного вдавливания шара?

Глава четырнадцатая

РЕСУРС МЕТАЛЛА Глава 14 ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ ТЭС

14.1. Общие понятия о ресурсе эксплуатации оборудования и трубопроводов ТЭС

Под *ресурсом эксплуатации* понимают время наработки технического объекта от начала эксплуатации до наступления предельного состояния.

Для оборудования и трубопроводов ТЭС *предельное состояние* наступает тогда, когда их прочность снижается до уровня, при котором коэффициенты запаса прочности становятся ниже нормативных значений. Предельное состояние оценивают по различным параметрам, среди которых наиболее типичными являются:

- утонение стенки сосуда или трубопровода под воздействием коррозии, эрозии или другого вида износа до размеров, не предусмотренных технической документацией;
- необратимые изменения форм, вызванные пластическими деформациями, не предусмотренные технической документацией;
- образование дефектов в металле в виде повышенного скопления пор, переходящего в микро- и макротрещины.

Для количественной оценки параметров, характеризующих предельное состояние используют меру ресурса. *Мерой ресурса* может быть время эксплуатации, за которое изменение формы и геометрических параметров конструкции достигает недопустимых значений. Кроме того, за меру ресурса принимают предельно допустимое количество циклов термосилового нагружения конструкции, при котором обеспечивается сопротивление усталости с сохранением нормативных коэффициентов запаса прочности.

В энергетике используют следующие понятия срока службы и ресурса эксплуатации технического объекта, конструкции или ее элементов.

Назначенный срок службы объекта — календарная продолжительность работы объекта до окончания его эксплуатации, измеряемая в единицах календарного времени. Назначенный срок службы связан с темпами научно-технического прогресса и социально-экономическими условиями в данной отрасли.

Назначенный ресурс — эксплуатационная наработка объекта, определяемая с учетом назначенного срока службы. Назначенный ресурс измеряется в единицах наработки (число режимов эксплуатации, предельные величины коррозии, износа и т.п.).

Остаточный ресурс — продолжительность эксплуатации объекта от данного момента времени до наступления предельного состояния.

Индивидуальный остаточный ресурс — остаточный ресурс конкретного элемента конструкции, находящегося в эксплуатации.

Парковый ресурс — продолжительность эксплуатации однотипных по конструкции, маркам стали и условиям эксплуатации объектов, в пределах которой обеспечивается их безаварийная работа при соблюдении требований действующей нормативной документации.

Парковый ресурс турбин различных заводов-изготовителей составляет 100—270 тыс. ч; в зависимости от марки стали и рабочей температуры парковый ресурс крепежа изменяется от 100 до 220 тыс. ч; парковый ресурс паропроводов энергоблоков мощностью 100—200 МВт равен 100 тыс. ч.

В табл. 14.1 приведены значения паркового ресурса элементов котлоагрегатов в зависимости от используемых марок стали и рабо-

Таблица 14.1

**Парковый ресурс элементов котлоагрегатов
в зависимости от используемых марок стали и рабочей температуры**

Наименование элемента котлоагрегата	Марка стали	Рабочая температура, °С	Парковый ресурс, тыс. ч.
Необогреваемые участки труб	12Х1МФ	≥ 545	200
	15Х1М1Ф	546—570	150
Необогреваемые участки труб	12МХ	≥ 530	250
Гибы	12МХ	≥ 530	200
Необогреваемые участки труб	15ХМ	≥ 530	300
Гибы	15ХМ	≥ 530	200
Поверхности нагрева	12Х1МФ	≥ 585	100
	12Х2МФСР	≥ 600	
	12Х18Н12Т	≥ 640	
Барабаны	22К	—	300
	16ГНМ		
	16ГНМА		

Таблица 14.2

Парковый ресурс турбин в зависимости от давления свежего пара и мощности

Завод-изготовитель	Давление свежего пара, МПа	Мощность, МВт	Парковый ресурс	
			тыс. ч.	количество пусков
ТМЗ	≤ 9	≤ 50	270	900
	13—24	50—250	220	600
ЛМЗ	≤ 9	≤ 100	270	900
	13—24	50—300	220	600
	24	50—1200	100	300
МПО «Турбоатом»	≤ 9	≤ 50	270	900
	13	160	200	600
	24	300	170	450
	24	500	100	300

чей температуры, в табл. 14.2 — значения паркового ресурса турбин в зависимости от давления пара и мощности.

14.2. Обеспечение ресурса металла на стадиях проектирования, изготовления, монтажа и эксплуатации энергоустановок

Ресурс эксплуатации энергоустановок, включая оборудование и трубопроводы, рассчитывается и обосновывается еще на стадии проектно-конструкторских работ. Затем ресурс обеспечивается в процессе изготовления, монтажа и эксплуатации энергоустановок.

14.2.1. Обеспечение ресурса на стадии проектно-конструкторских работ

Эти работы состоят из следующих основных этапов.

1. Определение условий эксплуатации проектируемой конструкции на основе расчетов теплогидравлических и физических процессов, результатов стендовых экспериментов и анализа условий эксплуатации прототипов.

2. Определение назначенного срока службы конструкции с учетом темпов технического прогресса, морального старения оборудования, а также социально-экономических и экологических факторов.

3. Определение формы и базовых габаритных размеров конструкции с учетом возможности ее изготовления, транспортирования, обеспечения надежности и ремонта.

4. Выбор материала конструкции и технологии ее изготовления. Основными параметрами при выборе материала являются химический состав, структура, технологические и механические свойства. Технологические свойства должны обеспечить возможность изготовления конструкции и применение термической обработки, сварки, обработки давлением, резания. Механические свойства должны обеспечить прочность конструкции в течение всего срока эксплуатации.

5. Определение процессов повреждения и критериев прочности. К процессам, приводящим к образованию повреждений металла относятся пластическая деформация, разрушение, усталость, ползучесть, коррозия, эрозия и износ. В зависимости от процессов повреждения выбирают критерии прочности для обоснования ресурса. Критериями прочности могут быть сопротивление пластическим деформациям и разрушению (по вязкому или хрупкому механизмам), ползучести, усталости, коррозии и эрозии.

6. На основании результатов, полученных на этапе 5, с учетом данных этапа 2 определяют назначенный ресурс конструкции.

7. Основные размеры конструкции определяют с учетом критериев сопротивления пластическим деформациям и разрушению. Кроме того, к рассчитанным размерам стенок деталей и конструкций делают добавки, учитывающие утонение за счет коррозии или износа.

8. Уточнение геометрии конструкции в целях обеспечения ее прочности по критерию сопротивления циклическим нагрузкам. Расчеты дополняют испытаниями моделей или стендов, имитирующих сложные условия эксплуатации конструкции.

9. Обосновывается назначенный ресурс эксплуатации конструкции с учетом результатов, полученных на предыдущих этапах.

14.2.2. Обеспечение ресурса на стадиях изготовления и монтажа оборудования и трубопроводов

Ресурс оборудования и трубопроводов зависит от качества выполнения работ на стадиях изготовления и монтажа, на которых предприятие-изготовитель и монтажная организация осуществляют пооперационный контроль качества. Для полуфабрикатов предусмотрены следующие основные виды контроля:

- химического состава металла;
- состояния поверхности;
- геометрических размеров;
- микроструктуры металла;

- механических и технологических свойств;
- дефектов неразрушающими методами.

Рассмотрим некоторые виды контроля на примере барабана котлоагрегата, как одного из наиболее ответственных элементов энергоустановки. Барабаны изготавливают из стальных листовых вальцованных или штампованных обечаек, имеющих два продольных сварных шва, выполненных электрошлаковой сваркой. Днища барабанов изготавливают штамповкой из листовых заготовок. Соединяют обечайки между собой и с днищами также с помощью сварки. Типичными сталями, используемыми для изготовления обечаек, днищ и крышек являются котельные стали марок 22К, 20К, 15К, 16ГС, 09Г2С, 16ГНМА.

Исходя из рабочего давления пара в барабане, запаса прочности и механических свойств металла, рассчитывают внутренний диаметр и толщину стенки барабана. Например, барабаны котлоагрегатов для эксплуатации под рабочим давлением до 16 МПа, изготавливаемые из стали 16ГНМА, имеют внутренний диаметр 1600 мм и толщину стенки 115 мм.

Обечайки и днища барабанов после штамповки и вальцовки подвергаются тщательному осмотру. На поверхности обработанного металла не допускаются трещины, раковины и расслоения. Обнаруженные вмятины и риски глубиной до 3 мм устраняют шлифовкой. Овальность обечаек не должна превышать 1 %. При сборке барабана сварные швы должны быть не продолжением друг друга, а смещены на расстояние не менее двукратной толщины листа. Необходимо учитывать, что в местах пересечения сварных швов возникают максимальные остаточные напряжения и дефекты. Следует избегать наличие отверстий, опор рядом со сварными швами, которые могут создавать дополнительную концентрацию напряжений.

Особое внимание при изготовлении барабанов котлов уделяется качеству самих сварных соединений. Сварочные материалы и методы сварки должны обеспечивать механические свойства сварного шва после термической обработки не ниже свойств основного металла. Контроль сварных соединений включает в себя внешний осмотр, металлографические исследования, дефектоскопию, гидравлические испытания и определение механических свойств. Для определения механических свойств сварного шва барабана изготавливают контрольную пластину таким образом, чтобы сварной шов на пластине был продолжением продольного сварного шва на барабане. Пластина для контроля кольцевого шва сваривается отдельно. Из каждой контрольной пластины вырезают два образца для испытания на растяжение,

два образца для испытания на изгиб и три образца для испытания на ударную вязкость.

Стыковые сварные соединения барабанов проходят контроль ультразвуковой и магнитопорошковой дефектоскопией. Дополнительно места пересечения сварных швов контролируются радиографией. Такому же контролю подвергаются швы приварки штуцеров к барабану. Если в сварных швах обнаруживают трещины, несплавления, шлаковые включения, поры, то такие швы бракуются и подлежат ремонту. В процессе ремонта производят выборку дефектных мест с последующей подваркой. После ремонта сварные швы снова проходят контроль.

Металлографические исследования проводят для контроля микроструктуры сварных швов, а также выявления трещин, пор, раковин, непроваров и шлаковых включений. Для проверки прочности и плотности сварных соединений производят гидравлические испытания барабана под давлением, превышающем на 25 % рабочее.

14.2.3. Обеспечение ресурса на стадии эксплуатации

Задача обеспечения ресурса на стадии эксплуатации оборудования и трубопроводов ТЭС заключается прежде всего в оперативной диагностике структурно-механического состояния металла. Оперативная диагностика предусматривает проведение контроля металла непосредственно в деталях и конструкциях с помощью переносных или портативных приборов.

В существующей практике обследования структурно-механического состояния металла, например трубопроводов, неразрушающему контролю подлежат отдельные точки, расположенные в основном в зонах гибов, тройников и сварных соединений. Однако исходные дефекты металла металлургического или технологического происхождения, не выявленные на стадии изготовления, в объеме трубопровода распределены случайно. Они могут находиться в деталях конструкции и развиваться под воздействием эксплуатационных факторов.

В МЭИ (ТУ) разработана комплексная методика оперативной диагностики структурно-механического состояния металла оборудования и трубопроводов. Эта методика состоит из четырех основных этапов.

1. Выполняется 100 %-ный неразрушающий контроль металла изделия физическими методами, например магнитным с помощью аттестованного переносного прибора. Кроме того, могут быть использованы методы акустической эмиссии и термовидения. По результатам неразрушающего контроля физическим методом выявляются зоны или точки, в которых наблюдаются аномальные изменения

(всплески) сигналов физических параметров (например, градиента магнитного поля, сигналов акустической эмиссии и пр.).

2. В выявленных аномальных зонах или точках производится подготовка поверхности для неразрушающего металлографического контроля и последующего безобразцового контроля механических свойств по характеристикам твердости. Контроль микроструктуры металла и механических свойств можно выполнить с помощью аттестованного переносного прибора МЭИ-Т7 со встроенным микроскопом, позволяющим не только измерять диаметры отпечатков, но и исследовать и фотографировать микроструктуру металла непосредственно на изделии. При необходимости более детального исследования микроструктуры в лабораторных условиях снимаются реплики с контролируемых точек.

3. Выполняются обработка и анализ результатов неразрушающего контроля, полученных физическим, металлографическим и безобразцовым методами. Сравниваются значения физического параметра, анализируется микроструктура, рассчитываются значения характеристик твердости, предела текучести, временного сопротивления, отношения предела текучести к временному сопротивлению и другие параметры. Затем выявляются зоны и точки, в которых произошли недопустимые изменения в микроструктуре и механических свойствах металла, появились дефекты в виде массового скопления пор и образовавшихся трещинок. При отрицательных результатах неразрушающего контроля всеми методами рекомендуется произвести контрольную вырезку или взятие пробы для более детального исследования всего комплекса механических свойств и микроструктуры на образцах в лабораторных условиях.

4. Выдаются рекомендации по технологии восстановления микроструктуры и механических свойств деградировавшего металла, устранению дефектов, замене деталей оборудования или опасных участков трубопроводов. На этом же этапе прогнозируют дальнейшие изменения механических свойств металла путем сопоставления с результатами ранее проведенных обследований.

Рассматриваемая методика была использована при диагностике металла длительно работающих оборудования и трубопроводов ТЭЦ МЭИ, Актюбинской ТЭЦ, Конаковской ГРЭС, электростанции Актюбинского завода ферросплавов и других предприятий. В результате были выявлены зоны и точки в металле трубопроводов и лопаток турбин с аномальными изменениями микроструктуры и механических свойств, а в некоторых случаях и с наличием трещин. Следует отметить, что в процессе деградации металла в зависимости от

напряженно-деформированного состояния и характера воздействия эксплуатационных факторов в опасных зонах или точках может иметь место не только недопустимое повышение твердости, предела текучести, временного сопротивления вследствие старения и охрупчивания металла, но и снижение этих характеристик механических свойств из-за накопления повреждений, пористости и разрыхления металла в процессе длительной эксплуатации. Опасные зоны и точки были выявлены не только на гйбах, сварных соединениях, но и на прямолинейных участках трубопроводов. Эта комплексная методика использовалась также при оценке качества восстановления деградировавшего металла паропроводов и лопаток турбин путем наплавки, нанесения покрытий и восстановительной термической обработки.

14.3. Прогнозирование остаточного ресурса

В процессе длительной эксплуатации оборудования и трубопроводов тепловых электростанций возникает необходимость в прогнозировании или уточнении остаточного ресурса. Существуют различные подходы и методики прогнозирования остаточного ресурса, основанные на использовании температурных, геометрических, силовых, деформационных и других параметров, контролируемых в процессе эксплуатации. Ниже приведены методики прогнозирования остаточного ресурса.

Прогнозирование остаточного ресурса металла по температурным параметрам. Температура эксплуатации является одним из основных параметров, от которого зависит работоспособность металла оборудования и трубопроводов ТЭС. Если температура эксплуатации превышает заданные расчетные значения, то срок службы оборудования и трубопроводов может существенно снизиться. Даже небольшое превышение температуры (на 5 °С) снижает долговечность ферритно-перлитных сталей на 35—45 %, а аустенитных — на 25—30 % (рис. 14.1).

Превышение температуры эксплуатации может происходить во время нестационарных режимов работы энергоблоков при пусках, остановах, увеличении производительности. В условиях остропиковых режимов, когда резко возрастает потребность в электроэнергии, температура эксплуатации металла может превысить расчетную на 20 °С и более. Однако необходимо знать и учитывать не только абсолютное превышение температуры, но и продолжительность эксплуатации при перегреве. При этом важно контролировать суммарную длительность эксплуатации на наиболее высоких ступенях перегрева металла, если происходило многократное превышение температуры.

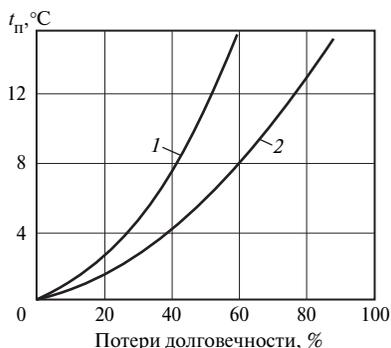


Рис. 14.1. Потери долговечности сталей в зависимости от температуры перегрева $t_{\text{п}}$:
 1 — аустенитные стали; 2 — ферритно-перлитные стали

Если известны значения длительности эксплуатации на высоко-температурных ступенях перегрева $\tau_{\text{в}1}, \tau_{\text{в}2}, \tau_{\text{в}3}, \dots, \tau_{\text{в}i}$, то можно определить соответствующие эквивалентные значения времени для этих ступеней $\tau_{\text{э}1}, \tau_{\text{э}2}, \tau_{\text{э}3}, \dots, \tau_{\text{э}i}$ в переводе на номинальную температуру $T_{\text{ном}}$. Для этого используют параметрическую зависимость Ларсена—Миллера, которую можно представить следующим образом:

$$T_{\text{ном}}(c + \lg \tau_{\text{э}}) = T_{\text{в}}(c + \lg \tau_{\text{в}}).$$

Зависимость Ларсена—Миллера в данном случае позволяет определить при постоянном действующем напряжении время до разрушения металла при номинальной температуре $T_{\text{ном}}$ по данным испытания до разрыва при температуре перегрева $T_{\text{в}}$ в течение времени $\tau_{\text{в}}$. Напомним, что коэффициент c в формуле Ларсена—Миллера является постоянным для отдельных классов сталей. Для сталей перлитного класса $c = 24$, для сталей аустенитного класса $c = 16$.

Суммарная приведенная длительность эксплуатации $\tau_{\text{с}}$ в результате пересчета на номинальную температуру:

$$\tau_{\text{с}} = \tau_{\text{ном}} + \sum_{i=1, 2, 3, \dots, n} \tau_{\text{э}i},$$

где $\tau_{\text{ном}}$ — длительность эксплуатации при номинальной температуре $T_{\text{ном}}$; $\sum \tau_{\text{э}i}$ — увеличение длительности эксплуатации при номинальной температуре за счет перегревов.

Степень остаточного ресурса работы металла $\Delta\tau$ можно представить в следующем виде:

$$\Delta\tau = (\tau_c - \tau_\Phi)/\tau_c,$$

где τ_Φ — фактическое время эксплуатации.

Расчетное время до разрушения металла τ_p будет

$$\tau_p = (\tau_p)_{\text{ном}}(1 - \Delta\tau) = (\tau_p)_{\text{ном}}(\tau_\Phi/\tau_c),$$

где $(\tau_p)_{\text{ном}}$ — время до разрушения металла при номинальной температуре.

Прогнозирование остаточного ресурса металла по геометрическим параметрам. Методика прогнозирования ресурса металла труб разработана в ВТИ. В процессе эксплуатации под воздействием ползучести, окалинообразования и эрозионного износа происходит уменьшение толщины стенок труб. Согласно методике вначале по результатам ультразвукового контроля толщины стенок труб выбирают трубы с максимальным окалинообразованием. Из этих труб вырезают по 3—5 контрольных участков длиной не менее 200 мм. От каждого контрольного участка отрезают с двух сторон образцы в виде полых цилиндров высотой 20—25 мм для приготовления шлифов. Внутреннюю поверхность цилиндров заливают сплавом Вуда, что позволяет сохранить слой окалины. Одну торцевую сторону цилиндра обрабатывают на токарном станке, а затем шлифуют, полируют и протравливают в 3 %-ном спиртовом растворе соляной кислоты. Подготовленная для исследований поверхность имеет вид плоского кольца. Инструментальным микроскопом измеряют максимальную толщину окалины и по результатам 8—10 измерений вычисляют ее среднее значение h_c . Глубину коррозии ΔS принимают равной $\Delta S = 0,48h_c$.

По значениям ΔS и фактической продолжительности работы энергоустановки τ_Φ определяют эквивалентную температуру эксплуатации на внутренней поверхности трубы с помощью номограммы, приведенной на рис. 14.2.

Рабочее напряжение σ_p рассчитывают по номинальному давлению внутри трубы $p_{\text{ном}}$ и фактической толщине стенки S :

$$\sigma_p = (p_{\text{ном}}/200)(D_n - S)/S,$$

где D_n — наружный диаметр трубы.

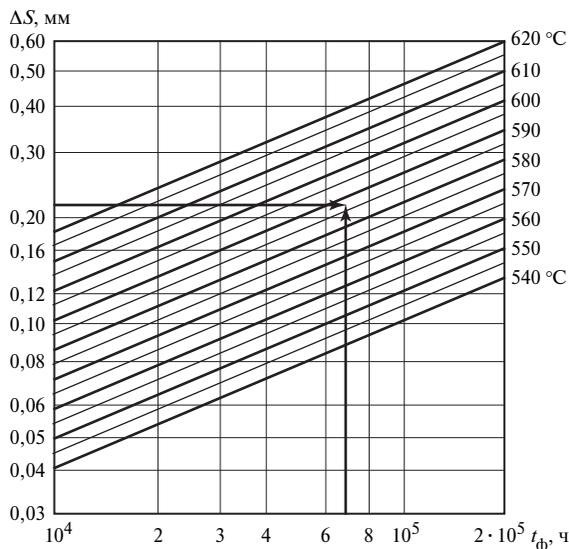


Рис. 14.2. Номограмма для определения эквивалентной температуры эксплуатации на внутренней поверхности трубы из стали 12X1МФ

Используя параметрическую диаграмму (рис. 11.8), определяют время до разрушения τ_p по эквивалентной температуре $T_{\text{экв}}$ и рабочему напряжению σ_p .

Ресурс надежной работы τ_n принимают равным $0,8\tau_p$.

Остаточный ресурс равен

$$\tau_{\text{ост}} = \tau_{\text{ном}} - \tau_{\phi}$$

14.4. Характеристики жаропрочности как параметры диагностики ресурса металла

Надежность и долговечность работы теплотехнического оборудования в значительной мере зависят от сопротивления деформированию и разрушению металла в условиях ползучести. При исчерпании параметров деформационного упрочнения и длительной пластичности металла может произойти преждевременное разрушение деталей оборудования.

Длительность эксплуатации современных энергоустановок измеряется сотнями тысяч часов. Некоторые установки находятся в эксплуатации более 250 тыс. ч. Проведение лабораторных испытаний

жаропрочности металла в течение такого времени слишком трудоемкая задача. Поэтому разработаны методы прогнозирования характеристик жаропрочности металла на установленный срок эксплуатации по результатам испытаний меньшей продолжительности.

Для расчета времени до разрушения металла в условиях ползучести τ_p используется следующее уравнение:

$$\tau_p = AT^n \sigma^{-\frac{m}{T}} \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{RT}\right), \quad (14.1)$$

где A — размерный множитель; T — абсолютная температура, К; m, n — постоянные коэффициенты, слабо зависящие от свойств металла; U_0 — коэффициент, отражающий эффективную энергию активации процесса разрушения; γ — активационный объем; σ — напряжение от внешних нагрузок; R — газовая постоянная.

После логарифмирования (14.1) получаем:

$$\lg \tau_p = \lg A + n \lg T - \frac{m}{T} \lg \sigma + \frac{U_0}{RT} - \frac{\gamma\sigma}{RT}. \quad (14.2)$$

Если принять $a = \lg A$, $b = 0,4343 \frac{U_0}{R}$, $c = 0,4343 \frac{\gamma}{R}$, то из (14.2) следует:

$$\lg \tau_p = a + n \lg T - \frac{m}{T} \lg \sigma + \frac{b}{T} - \frac{c}{T} \sigma. \quad (14.3)$$

Предельная равномерная пластическая деформация, предшествующая заключительной стадии ползучести (либо деформация при разрыве образца) ε_p может быть определена по формуле, рекомендованной в нормативных документах:

$$\varepsilon_p = A_1 \sigma^{\frac{m_1}{T}} \exp\left(\frac{U_1 + \gamma_1 \sigma}{RT}\right). \quad (14.4)$$

Логарифмируя (14.4), получаем:

$$\lg \varepsilon_p = \lg A_1 + \frac{m_1}{T} \lg \sigma + \frac{U_1}{RT} + \frac{\gamma_1 \sigma}{RT}. \quad (14.5)$$

Если принять $a_1 = \lg A_1$, $b_1 = 0,4343 \frac{U_1}{R}$, $c_1 = 0,4343 \frac{\gamma_1}{R}$, то из (14.5) следует:

$$\lg \varepsilon_p = a_1 + \frac{m_1}{T} \lg \sigma + \frac{b_1}{T} + \frac{c_1}{T} \sigma. \quad (14.6)$$

Уравнение (14.3) можно представить в виде температурно-временного $P_{\tau_p} = P(T, \tau_p)$ и силового $P_\sigma = P(\sigma)$ параметров:

$$P_{\tau_p} = T(\lg \tau_p - n \lg T - a) = b - m \lg \sigma - c\sigma = P_\sigma. \quad (14.7)$$

Уравнение (14.6) можно представить в виде температурно-деформационного $P_{\varepsilon_p} = P(T, \varepsilon_p)$ и силового $P_\sigma = P(\sigma)$ параметров:

$$P_{\varepsilon_p} = T(\lg \varepsilon_p - a_1) = b_1 + m_1 \lg \sigma + c_1 \sigma = P_\sigma. \quad (14.8)$$

Коэффициенты в (14.7) и (14.8) определяются в результате статистической обработки данных длительных испытаний образцов.

Задавшись различными значениями напряжения σ , по правым частям (14.7) и (14.8) рассчитывают P_{τ_p} и P_{ε_p} и строят параметрические зависимости $\sigma - P_{\tau_p}$ и $\sigma - P_{\varepsilon_p}$ (см. два графика в нижней части рис. 14.3).

Задавшись различными значениями температуры T , по левым частям (14.7) и (14.8) рассчитывают τ_p и ε_p для каждого значения P_{τ_p} и P_{ε_p} соответственно и строят параметрические зависимости $\tau_p - P_{\tau_p}$ и $\varepsilon_p - P_{\varepsilon_p}$ (см. два графика в верхней части рис. 14.3).

С помощью обобщенной параметрической диаграммы находят для заданных ресурса τ_p и температуры T предел длительной прочности и соответствующее значение деформации ε_p (см. линии со стрелками на рис. 14.3). Например, для стали 15ХМ параметрическая диаграмма которой представлена на рис. 14.3, можно установить, что при длительности эксплуатации $\tau_p = 10^5$ ч и температуре

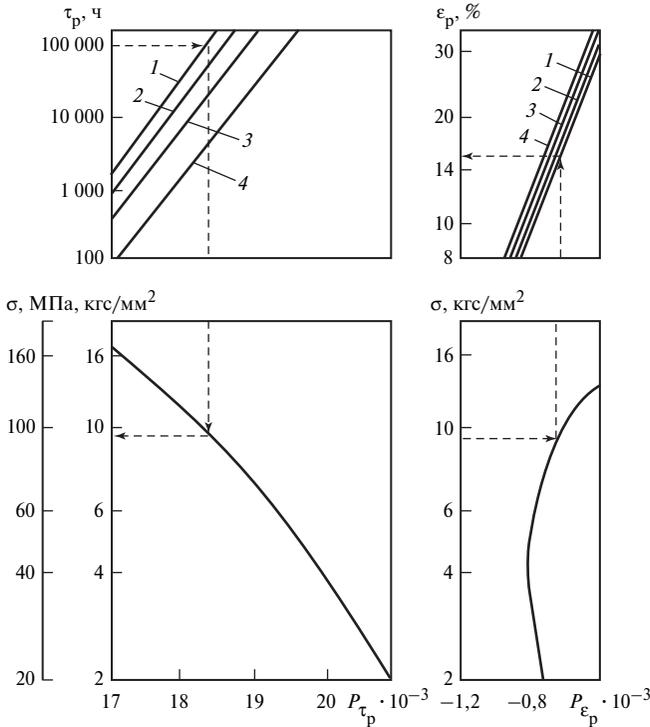


Рис. 14.3. Обобщенная параметрическая диаграмма стали 15 ХМ после длительной эксплуатации:

1 — 500 °С; 2 — 510 °С; 3 — 525 °С; 4 — 550 °С

$t = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ длительная прочность $\sigma_{10^5}^{500} = 94 \text{ МПа}$. В то же время у этой стали сохранилась достаточно высокая деформационная способность $\varepsilon_p = 15 \text{ \%}$.

14.5. Продление ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов

Проблема продления ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов с сохранением показателей надежности и безопасности возникла в нашей стране в середине 70-х годов прошлого столетия, когда срок эксплуатации главных энергоблоков достиг или начал превышать проектный ресурс 100 тыс. ч. В последующие годы специалистами отраслевых и академических НИИ, вузов, научно-произ-

водственных фирм были выполнены исследования по установлению возможности продления срока службы оборудования и трубопроводов. Накопленные научно-практические результаты показали, что проектный ресурс котлоагрегатов, турбин и трубопроводов может быть существенно увеличен. Были разработаны нормативные документы, регламентирующие порядок контроля металла и продления срока службы основных элементов котлоагрегатов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций.

После исчерпания паркового ресурса проводится комплексная диагностика узлов и деталей энергоустановок.

1. Анализируют техническую документацию и условия эксплуатации объекта за весь предшествующий срок службы.

2. Проводят учет ежегодной наработки оборудования, температуры металла и давления пара за котлом, на входе в турбину и в секциях коллектора, изменения давления и числа пусков из различных тепловых состояний.

3. Для оценки температурных режимов эксплуатации элементов оборудования, работающих в условиях ползучести, устанавливают измерительные приборы.

4. Проводят визуальный контроль и дефектоскопию, измеряют толщину стенок трубопроводов, определяют химический состав, микроструктуру и механические свойства металла.

5. Выполняют уточненный расчет на прочность по фактическим механическим свойствам, геометрическим параметрам и дефектам элементов оборудования и трубопроводов, на основании чего рассчитывают их индивидуальный ресурс. Заключение о возможности продления ресурса готовит специализированная организация, которое утверждается Ростехнадзором России.

Установлено, что индивидуальный ресурс может в среднем составлять 1,35—1,5 паркового ресурса. При определении индивидуального ресурса затраты составляют 10—20 % стоимости нового оборудования. Эти затраты идут на проведение комплексного обследования, замену отдельных деталей, не обеспечивающих требуемой эксплуатационной надежности. После исчерпания индивидуального ресурса затраты по поддержанию работоспособности оборудования и трубопроводов будут возрастать ускоренными темпами. Сначала увеличатся затраты на контроль структурно-механического состояния металла, а затем — на ремонт или замену изношенных деталей. Поэтому в такой ситуации необходима объективная оценка технико-экономических показателей, которая должна дать ответ о целесообразности дальнейшего обеспечения и продления ресурса или о необ-



Рис. 14.4. Схема мероприятий при продлении ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов

ходимости замены изношенных оборудования и трубопроводов. На рис. 14.4 представлена схема мероприятий при продлении ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов.

Контрольные вопросы

1. Что такое ресурс эксплуатации оборудования и трубопроводов энергоустановок?
2. Какие различают виды ресурса?
3. Какой расчетный срок службы устанавливают для оборудования и трубопроводов ТЭС, исходя из накопления пластической деформации в процессе ползучести?
4. Как обеспечивают ресурс на стадиях изготовления и эксплуатации оборудования?

5. Из каких этапов состоит оперативная диагностика металла для оценки остаточного ресурса?
6. Какие существуют методики прогнозирования остаточного ресурса?
7. Как прогнозируют остаточный ресурс по температурным параметрам?
8. Как прогнозируют остаточный ресурс по геометрическим параметрам?
9. Являются ли характеристики жаропрочности металла параметрами диагностики ресурса?
10. Какие мероприятия проводятся при продлении ресурса эксплуатации оборудования и трубопроводов энергоустановок?

Глава 15
**ВОССТАНОВЛЕНИЕ РЕСУРСА И ЗАЩИТА
МЕТАЛЛА В ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКЕ**

**15.1. Восстановление ресурса металла
паропроводов термической обработкой**

Для оборудования и трубопроводов ТЭС расчетный срок службы составляет в основном 10^5 ч. Такой срок службы устанавливается, исходя из накопления пластической деформации до определенной величины (обычно 1 %) в процессе ползучести и снижения длительной прочности металла. Так, на некоторых паропроводах, изготовленных из сталей марок 12МХ, 15ХМ и эксплуатировавшихся при температуре 530—535 °С, к концу расчетного срока эксплуатации 10^5 ч были обнаружены трещины на гйбах, из-за чего паропроводы пришлось демонтировать и заменить на другие. Однако для таких паропроводов, эксплуатирующихся при температурах 500—510 °С, возможно продление ресурса сверх расчетного. При более высоких запасах прочности, учитываемых при проектировании и, как следствие, при бóльшей толщине стенок трубопроводов, также возможно повышение длительности эксплуатации.

В процессе ползучести происходят значительные изменения структуры и механических свойств металла, кроме того повреждения в виде пор постепенно приводят к образованию трещин.

На рис. 15.1, *а* показана схема образования поры на границе проскальзывания зерен. Верхнее зерно под действием силы P смещается на некоторое расстояние по отношению к нижнему, которое удерживается в неподвижном состоянии силой P_1 , действующей в направлении, обратном действию силы P , в результате чего происходит образование поры. Поры могут быть образованы также на стыке трех зерен по следующей схеме (рис. 15.1, *б*). Два левых зерна под действием силы P давят на правое зерно, которое удерживается в неподвижном состоянии силой P_1 , в результате происходит образование клиновидной поры за счет скольжения левых зерен в разных направлениях по правому зерну.

Если параметры, характеризующие поврежденность и механические свойства металла ниже значений, установленных в норматив-

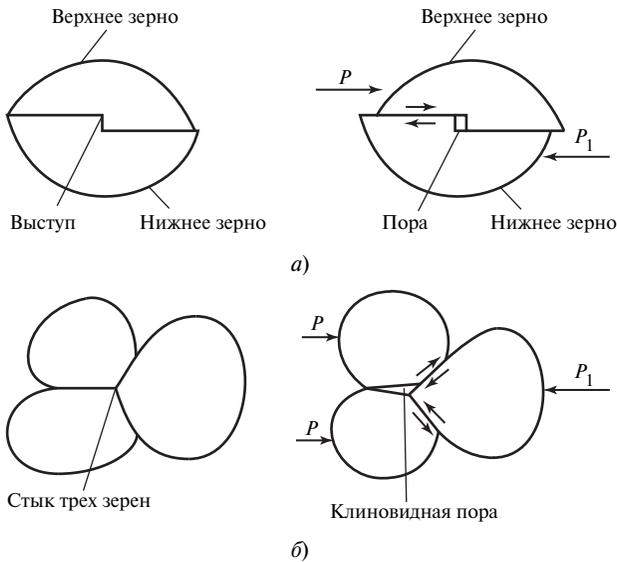


Рис. 15.1. Схемы образования пор в металле при скольжении на стыке двух (а) и трех зерен (б)

ных документах, то возникает вопрос о необходимости демонтажа и замены трубопроводов. Однако эти мероприятия являются материалоемкими, трудоемкими и, как следствие, дорогостоящими. Кроме того, проблема может усложниться дефицитом на поставку новых труб вместо демонтированных. В связи с этим предложен способ восстановления структуры и механических свойств деградировавшего металла трубопроводов путем термической обработки. Этот способ получил название «восстановительная термическая обработка» — ВТО.

Восстановительная термическая обработка позволяет достичь поставленных целей при условии обеспечения таких режимов термической обработки, при которых происходит полная фазовая перекристаллизация в металле. А как известно, глубокие фазовые превращения могут произойти в стали при нагреве выше критической температуры A_{c_3} , выдержке при этой температуре и охлаждении с

заданной скоростью. При такой термической обработке карбиды растворяются и легирующие элементы переходят из карбидов обратно в твердый раствор. При нагреве до температуры 950—1100 °С происходит не только обогащение твердого раствора легирующими эле-

ментами, но и заращивание пор на поверхности и в объеме металла. Полученная оптимальная микроструктура, состоящая из феррита и промежуточной перлитной составляющей (бейнита), обеспечивает необходимые кратковременные механические свойства и жаропрочность стали. Заращивание пор при ВТО чаще называют «залечиванием», которое может происходить спеканием, выпадением вторичных и третичных фаз, образованием новых фаз при фазовой перекристаллизации. Установлено, что однократный нагрев теплостойкой стали до температуры 950—1110 °С и выдержкой в течение 30 мин обеспечивает залечивание пор размером до 4 мкм. Однако, если образование пор развилось до такой степени, что привело к появлению трещин, то устранить такие дефекты путем ВТО невозможно. Поэтому при принятии решения о проведении ВТО необходимо убедиться в том, что накопление повреждений в металле находится на уровне образования пор, предшествующего образованию микротрещин. В этом случае возможно путем ВТО восстановить структуру и механические свойства металла, которые будут близки к исходным.

В табл. 15.1 приведены рекомендуемые режимы ВТО для теплостойких паропроводных сталей. Следует отметить, что скорость охлаждения при нормализации для образования требуемой микроструктуры стали после ВТО должна быть не менее 5 °С/мин. В исходном состоянии (до эксплуатации) структура рассматриваемых сталей состоит из феррита, перлита и бейнита. Феррит упрочнен растворенными в нем не только углеродом, но и такими легирующими элементами, как молибден, хром, ванадий. В зернах феррита имеются мелкозернистые карбиды этих элементов, которые препятствуют передвижению дислокаций и повышают сопротивление пластической деформации. В процессе эксплуатации происходит коагуляция мелких карбидов, количество карбидных частиц уменьшается, а размеры

Таблица 15.1

Рекомендуемые режимы ВТО для паропроводных сталей

Марка стали	Температура нагрева при нормализации, °С	Время выдержки при нормализации, мин	Скорость охлаждения при нормализации, °С/мин	Температура отпуска, °С	Время выдержки при отпуске, ч
12МХ	950—1030	20—40	Более 5	680—730	0,5—1
15ХМ	980—1060	20—60	»	680—730	0,5—1
12Х1МФ	980—1080	20—60	»	700—750	0,5—3
15Х1М1Ф	980—1080	20—60	»	710—750	5—10

и расстояние между ними увеличиваются. В результате становится меньше препятствий для передвижения дислокаций и снижается сопротивление пластической деформации. Феррит обедняется легирующими элементами из-за перехода их в карбидную фазу. При длительности эксплуатации 10^5 ч структура стали практически полностью состоит из феррита и карбидов. Эти процессы влияют на уровень механических свойств.

Чтобы вернуть структуру и механические свойства на исходный уровень необходимо обоснованно выбрать режим ВТО при нагреве, выдержке и охлаждении восстанавливаемого металла.

Для установления характера структуры, полученной после ВТО, используют термокинетическую диаграмму охлаждения. На рис. 15.2 представлена термокинетическая диаграмма стали 12Х1МФ, на которой изображены различные расчетные кривые охлаждения. Каждой кривой охлаждения соответствует своя структурная зона. При расчете кривых охлаждения учитывают геометрические параметры труб и способы охлаждения, обеспечивающие заданную скорость охлаждения. Обычно охлаждают трубы или с тепловой изоляцией (кривая 1), используя один слой листового асбеста, или без тепловой изоляции (кривая 2). Применяют также и спреерное охлаждение, резко снижающее время охлаждения (кривая 3).

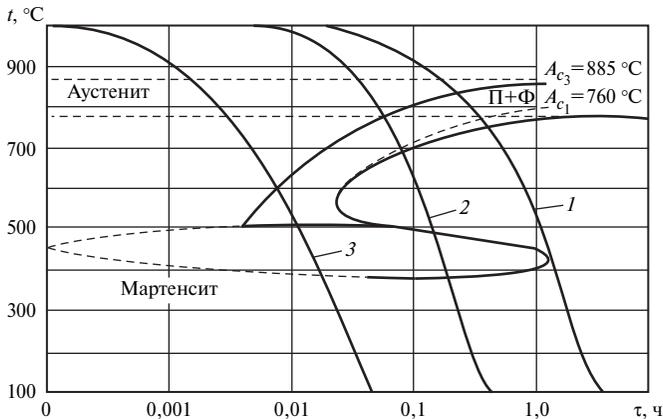


Рис. 15.2. Термокинетическая диаграмма стали 12Х1МФ с изображением расчетных кривых охлаждения:

1 — охлаждение с тепловой изоляцией; 2 — охлаждение без тепловой изоляции; 3 — спреерное охлаждение

Таблица 15.2

Влияние ВТО на кратковременные механические свойства стали 12Х1МФ, пробывшей разное время в эксплуатации

Продолжительность эксплуатации, ч	Форма участка	Температура, °С	Механические свойства		
			$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %
42 300	Прямой участок	20	$\frac{257}{357}$	$\frac{470}{517}$	$\frac{26,8}{28,5}$
		560	$\frac{167}{220}$	$\frac{247}{320}$	$\frac{30,2}{32,9}$
	Гиб	20	$\frac{271}{387}$	$\frac{475}{519}$	$\frac{29,8}{27,7}$
		560	$\frac{173}{246}$	$\frac{243}{340}$	$\frac{35,8}{29,7}$
66 500	Прямой участок	20	$\frac{233}{479}$	$\frac{438}{600}$	$\frac{28,3}{21,1}$
		560	$\frac{167}{356}$	$\frac{240}{406}$	$\frac{35,7}{19,4}$
	Гиб	20	$\frac{299}{461}$	$\frac{450}{593}$	$\frac{27,6}{22,3}$
		560	$\frac{214}{330}$	$\frac{248}{397}$	$\frac{29,7}{18}$

Примечание. Значения механических свойств представлены в виде дроби: в числителе приведены значения после эксплуатации, в знаменателе — после ВТО.

Влияние ВТО на кратковременные механические свойства паропроводной стали 12Х1МФ можно проанализировать по табл. 15.2. После ВТО предел текучести $\sigma_{0,2}$ и временное сопротивление σ_B значительно повышаются, а относительное удлинение δ_5 немного снижается при температуре 20 °С и в большей степени при температуре 560 °С, хотя и остается на достаточно высоком уровне.

Наглядное представление о влиянии ВТО на жаропрочность стали дают диаграммы длительной прочности (рис. 15.3). Образцы из стали 12Х1МФ были испытаны на длительную прочность в исходном состоянии стали, после старения при температуре 590 °С в течение 6000 ч без напряжения, старения и напряжении 70 МПа в течение

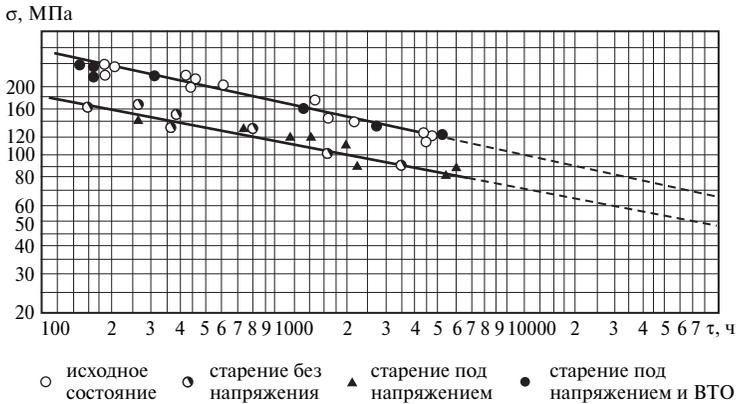


Рис. 15.3. Влияние ВТО на длительную прочность патрубков из стали 12Х1МФ

6000 ч, а также после старения под напряжением и ВТО. Экспериментальные точки, соответствующие образцам в исходном состоянии и образцам после ВТО, расположены примерно вдоль одной и той же линии, что свидетельствует о восстановлении длительной прочности стали в результате ВТО.

В настоящее время накоплен большой опыт применения ВТО паропроводов ТЭС. Известными научно-производственными организациями страны (ВТИ, ВНИАМ, ОРГРЭС и др.) разработаны различные способы ВТО и технические средства для их реализации:

- нагрев паропровода без его демонтажа с помощью подвижного или неподвижного индуктора;
- нагрев демонтированного элемента паропровода на ремонтной площадке ТЭЦ или на ремонтном предприятии подвижным индуктором;
- нагрев в специальной печи завода или ремонтного предприятия демонтированного элемента паропровода.

При разработке этих способов ВТО были проведены исследования тепловых процессов при нагреве трубопроводов с помощью индукторов, выполнены расчеты необходимой мощности источника напряжения, скорости перемещения индуктора и других факторов.

На рис. 15.4 представлена схема устройства для проведения ВТО участка трубопровода с помощью подвижного индуктора.

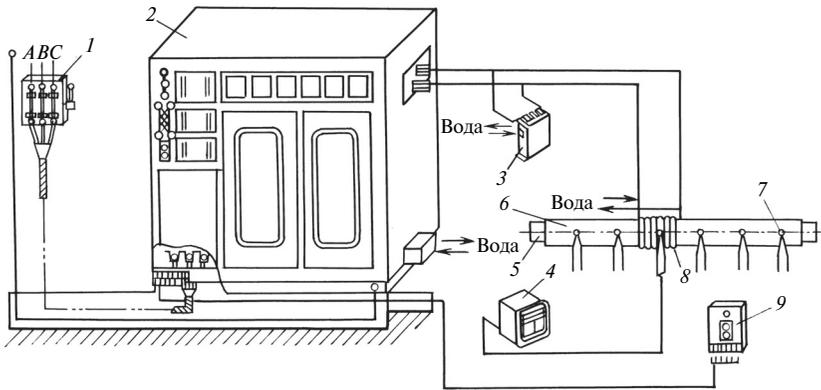


Рис. 15.4. Схема устройства для проведения ВТО паропровода:

1 — рубильник; 2 — тиристорный преобразователь; 3 — конденсатор; 4 — прибор для контроля температуры; 5 — трубопровод; 6 — слой асбеста; 7 — термопара; 8 — индуктор; 9 — пульт управления

15.2. Восстановление ресурса металла роторов

Одним из эффективных способов восстановления ресурса металла роторов турбин является снятие поврежденного поверхностного слоя. Использование этого способа целесообразно в зонах концентрации напряжений, где под воздействием эксплуатационных нагрузок (статических и циклических) существует наибольшая вероятность зарождения трещин. Однако для реализации этого способа необходимо экспериментальное обоснование технологии определения оптимальной толщины снимаемых слоев поврежденного металла.

Исследования, выполненные сотрудниками ВТИ, показали, что основное накопление повреждений в металле длительно работающих роторов происходит в поверхностном слое толщиной до 2 мм. В этом слое изменение структурно-механического состояния металла происходит в зависимости от расстояния от поверхности ротора. Это подтверждено результатами определения микротвердости металла на разном удалении от поверхности. Было установлено, что на глубине 20 мкм микротвердость существенно ниже, чем на глубине 50 мкм, что связано с разупрочнением металла. Однако при удалении от поверхности ротора на глубину более 50 мкм происходит еще большее снижение микротвердости на расстоянии примерно 2000 мкм, что также свидетельствует о разупрочнении металла.

Предположим, что восстановить ресурс металла можно снятием поверхностного слоя толщиной 2 мм, но снятие такого слоя может отрицательно сказаться на прочности конструкции в целом. Поэтому целесообразно периодически снимать более тонкий слой металла, что и было подтверждено экспериментально сотрудниками МЭИ(ТУ). Эксперименты, выполненные на дисковых моделях из роторной стали, показали, что при знакопеременном термоциклическом нагружении при температуре 300—500 °С образование трещин в концентрате напряжений наблюдалось при 233 теплосмен. При периодическом трехкратном удалении слоя металла толщиной 150—200 мкм через каждые 100 циклов образование трещин не наблюдалось. После третьего удаления слоя диск нагружали до образования трещин. Продолжительность последнего этапа нагружения составила 206 циклов. Таким образом, при поэтапном трехкратном удалении поверхностного слоя модель выдержала 300 циклов и еще дополнительно 206 циклов нагружения, т.е. произошло почти двухкратное повышение долговечности роторной стали. Это можно объяснить тем, что при периодическом снятии тонкого поверхностного слоя толщиной 100—200 мкм разупрочненная зона постепенно смещается вглубь детали.

Снятие поверхностного слоя целесообразно проводить в период исчерпания паркового ресурса. В результате удаления тонкого поврежденного поверхностного слоя происходит частичное восстановление ресурса, так как замедляется стадия образования трещины в металле.

Такой способ восстановления ресурса металла роторов не только эффективен, но и не требует больших дополнительных затрат, поскольку при дефектоскопическом контроле удаляют слой окалины и поверхностный слой металла толщиной 300—500 мкм с помощью хонинговальной головки. В результате этой операции происходит также и частичное восстановление ресурса металла.

Установлено, что снятие тонкого поверхностного слоя целесообразно проводить в следующих потенциально опасных зонах ротора: тепловых канавках концевых, промежуточных и диафрагменных уплотнений на участках ротора, где температура металла превышает 450°, а также на галтелях дисков, работающих в той же области температур.

15.3. Восстановление ресурса металла лопаток паровых турбин

Металл лопаток паровых турбин должен длительное время работать в тяжелых условиях под воздействием рабочих нагрузок и пара при температуре около 250 °С. На рис. 15.5 представлена схема разреза ступени паровой турбины, которая состоит из сопловой решетки

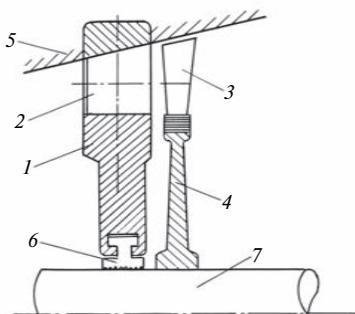


Рис. 15.5. Схема разреза ступени паровой турбины:

1 — диафрагма; 2 — сопловая решетка; 3 — рабочая лопатка; 4 — диск; 5 — корпус; 6 — уплотнение; 7 — вал

2, закрепленной в диафрагме 1, и рабочих лопаток 3, закрепленных на диске 4. Диафрагма установлена в корпусе 5 и имеет уплотнение 6 для уменьшения потерь давления пара. Диск 4 с рабочими лопатками 3 установлен на валу 7.

В сопловых решетках каждой из диафрагм поток пара ускоряется в сопловых каналах и приобретает необходимое направление для безударного входа в каналы между рабочими лопатками. Усилия, развиваемые потоками пара на рабочих лопатках, вращают диск и связанный с ним вал.

Для изготовления лопаток турбин широко используются стали, легированные хромом и молибденом: 12Х13, 15Х11МФ и др. Эти стали могут работать при высоких температурах, обладают высокими механическими свойствами, коррозионной стойкостью и окислительной стойкостью.

Типичными эксплуатационными повреждениями рабочих лопаток последних ступеней паровых турбин являются эрозионное изнашивание в сочетании с усталостью металла входных кромок лопаток и с отрывом стеллитовых пластинок. Эти пластинки предназначены для защиты кромок лопаток, так как стеллит обладает высокими твердостью (НВ 450) и коррозионно-эрозионной стойкостью.

Восстановление металла изношенных лопаток обычно выполняют нанесением высоконикелевой аустенитной наплавки без последующей термической обработки с обязательной приваркой стеллитовых пластинок. Такой способ восстановления металла лопаток наряду со своими достоинствами имеет существенный недостаток, заключающийся в образовании сварного соединения с резкой химической,

структурной и механической неоднородностью металла в отдельных зонах. Это может явиться причиной преждевременного повреждения металла и выхода восстановленных лопаток из строя.

В связи с этим сотрудниками ВТИ была предложена новая комбинированная технология восстановления лопаток турбин за счет получения однородного по структурному классу металла высокохромистой стали на всем протяжении кромки. Эта технология состоит в приварке вставок из высокохромистой стали к лопатке и последующем нанесении высокохромистой наплавки на входную кромку (рис. 15.6).

Термическая обработка лопатки состоит в высоком отпуске при температуре 670—700 °С. Отпуск проводится в электропечи шахтного типа, где лопатки подвешивают вертикально лопастями вниз. Скорость равномерного нагрева лопаток при отпуске до необходимой температуры составляет 200—250 °С/ч. После выдержки в течение 0,5 ч лопатки охлаждаются в отключенной электропечи до температуры 20—30 °С. Высокий отпуск проводится после наплавки и приварки стеллитовых пластинок.

Затем поверхность лопаток обрабатывается механическим способом шлифовальными машинками до металлического блеска. Поверхность угловых швов в местах приварки стеллитовых пластинок также обрабатывается шлифовальной машинкой. Такая технология восстановления металла лопаток обеспечивает более высокую эрозионную и усталостную прочность за счет получения на всей протяженности кромки лопатки однородной по структурному классу высокохромистой мартенситно-ферритной стали. Эта технология позволяет восстановить металл, поврежденный на глубине 10 мм и более.

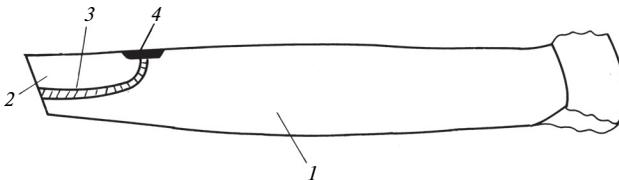


Рис. 15.6. Схема восстановления металла лопатки комбинированным способом:

1 — восстанавливаемая лопатка; 2 — привариваемая вставка; 3 — аустенитный высоконикелевый шов; 4 — многослойная высокохромистая наплавка

15.4. Защита металла от коррозии и эрозии

Существуют различные способы борьбы с коррозией и эрозией металла. В основе этих способов лежат следующие мероприятия:

- использование сталей высокой коррозионной и эрозионной стойкости, что может быть достигнуто рациональным легированием и необходимыми режимами термической обработки;
- обеспечение правильного топочного, топливного и водно-химического режимов;
- применение защитных покрытий;
- введение в коррозионную среду замедлителей коррозии (ингибиторов);
- химико-термическая обработка.

Топочный процесс в котлах должен быть организован так, чтобы сжигались полностью активные газы в факеле и устранялись зоны с восстановительной атмосферой около экранов. Путем снижения локальных тепловых потоков можно уменьшить интенсивность выпадения отложений оксидов железа. Водно-химические мероприятия улучшают качество питательной воды, т.е. снижают количество отложений оксидов железа, которые удаляются с поверхностей труб периодической химической промывкой.

Эффективным средством защиты от коррозии является легирование сталей, так как хром, кремний и алюминий окисляются более интенсивно, чем железо и образуют защитные окисные пленки. Путем непрерывной диффузии легирующих элементов к поверхностному слою, где они взаимодействуют с кислородом, непрерывно поддерживается защитное свойство пленки.

Для защиты металла от коррозии широко используются защитные покрытия.

Металлические покрытия. Электрохимический способ нанесения гальванических покрытий обеспечивает получение тонкого защитного слоя из никеля, цинка, олова и других металлов, хорошо сопротивляющихся коррозии. Такие покрытия наносят методом погружения деталей в расплав защитного металла. Перед нанесением покрытия проводится очистка поверхности изделий от загрязнений, а затем поверхность обрабатывают механическим, химическим и электрохимическим способами. Металл покрытий распыляется в жидкой фазе в виде капель и осаждается на поверхность изделий.

Широко распространен способ нанесения покрытий газотермическим, плазменным, детонационным и вакуумным напылением.

В целях увеличения коррозионно-эрозионной стойкости деталей часто наносят покрытия в плазме из нитрида титана. Тонкий слой (5—10 мкм) из таких покрытий эффективно защищает, например лопатки

паровых турбин. Перед нанесением покрытия поверхность лопатки механически обрабатывается и очищается от загрязнений в ультразвуковой ванне. Затем производится удаление физически и химически адсорбированных газов путем ионного травления. После этого происходит формирование покрытий при взаимодействии поверхности детали с ускоренными в электрохимическом поле ионами испаряемого материала (титана) в среде плазмообразующего и реакционного газов.

Полимерные покрытия наносят газоплазменным, вихревым и электростатическим напылением. В качестве полимерных материалов используют полиэтилен, поливинилхлорид, фторопласты и т.п. Температура при напылении составляет 650—700 °С. При этой температуре порошкообразный полимер размягчается и при ударе о поверхность детали, предварительно нагретой до температуры плавления полимера, сцепляется с ней, образуя сплошное полимерное покрытие.

Ингибиторы используют для замедления коррозии металла при хранении и транспортировании тепломеханического оборудования. В качестве ингибитора может быть использован гидразин N_2H_4 , который способствует образованию прочной магнетитовой защитной пленки Fe_3O_4 .

При очистке котлов и теплообменной аппаратуры от накипи применяют кислотную промывку. Например, при солянокислотной промывке используют ингибиторы, состоящие из смеси высших пиридиновых оснований.

Химико-термическая обработка деталей позволяет изменить химический и фазовый составы поверхностного слоя металла за счет диффузии элементов, увеличивающих коррозионную стойкость. Например, диффузионное насыщение поверхностного слоя цинком (цинкование), алюминием (алитирование) защищает детали от атмосферной коррозии.

Контрольные вопросы

1. Как образуются поры в металле оборудования и трубопроводов в процессе ползучести?
2. Что такое залечивание пор в металле и как оно происходит?
3. В чем заключается ВТО металла оборудования и трубопроводов?
4. В каких случаях целесообразно проведение ВТО?
5. Как влияет ВТО на структуру и механические свойства металла оборудования и трубопроводов, пробывших длительное время в эксплуатации?
6. Какими способами восстанавливают ресурс металла лопаток паровых турбин?
7. Как восстанавливают ресурс металла роторов паровых турбин?
8. Какими способами защищают металл оборудования и трубопроводов ТЭС от коррозии и эрозии?

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Антикайн П.А.** Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов / П.А. Антикайн. М.: Энергосервис, 2001.
2. **Беккерт М.** Мир металла / М. Беккерт. М.: Мир, 1980.
3. **Борисов В.Г.** Повышение долговечности металла оборудования ТЭС / В.Г. Борисов. М.: Издательство МЭИ, 2000.
4. **Бугай Н.В.** Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования / Н.В. Бугай, Т.Г. Березина, И.И. Трунин. М.: Энергоатомиздат, 1994.
5. **Бугай Н.В.** Неразрушающий контроль металла теплоэнергетических установок / Н.В. Бугай, М.И. Шкляров. М.: Энергия, 1978.
6. **Гетман А.Ф.** Ресурс эксплуатации сосудов и трубопроводов атомных электрических станций / А.Ф. Гетман. М.: Энергоатомиздат, 2000.
7. **Гуляев А.П.** Металловедение / А.П. Гуляев. М.: Metallургия, 1986.
8. **Золоторевский В.С.** Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. М.: Metallургия, 1983.
9. **Ибатуллин Б.Л.** Металлы теплоэнергетических установок / Б.Л. Ибатуллин. Казань: Таткнигоиздат, 1995.
10. **Ибатуллин Б.Л.** Специальные материалы теплоэнергетических установок / Б.Л. Ибатуллин. Казань: КФ МЭИ, 1997.
11. **Крутасова Е.И.** Надежность металла энергетического оборудования / Е.И. Крутасова. М.: Энергоиздат, 1981.
12. **Лахтин Ю.М.** Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. М.: Машиностроение, 1980.
13. **Марковец М.П.** Прочность металлов оборудования атомных электрических станций / М.П. Марковец. М.: МЭИ, 1980.
14. **Марочник** сталей и сплавов / под ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2001.
15. **Материаловедение** и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин и др.; под общ. ред. Г.П. Фетисова. М.: Высшая школа, 2006.
16. **Матюнин В.М.** Механико-технологические испытания и свойства конструкционных материалов / В.М. Матюнин. М.: Издательство МЭИ, 2005.
17. **Матюнин В.М.** Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов / В.М. Матюнин. М.: Издательский дом МЭИ, 2006.
18. **Металловедение** / М.С. Аронович, Р.М. Голубчик, А.В. Зайцева и др.; под общ. ред. М.С. Ароновича. М.: Издательство МЭИ. 1980.
19. **Методические** указания о порядке оценки работоспособности рабочих лопаток паровых турбин в процессе изготовления, эксплуатации и ремонта. РД 153-34.1-17462—00. М.: РАО «ЕЭС России», АООТ «ВТИ». 2001.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

20. **Методические** указания о порядке проведения работ при оценке остаточного ресурса пароперегревателей котлов электростанций. РД 34.17.452—98. М.: АООТ «ВТИ», 1998.
21. **Методические** указания о порядке проведения работ при оценке индивидуального ресурса паровых турбин и продлении срока их эксплуатации сверхпаркового ресурса. РД 34.17.440—96. М.: АООТ «ВТИ», 1996.
22. **Новиков И.И.** Дефекты кристаллического строения металла / И.И. Новиков. М.: Металлургия, 1975.
23. **Основы** материаловедения / И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов, В.И. Макаров и др.; под общ. ред. И.И. Сидорина. М.: Машиностроение, 1976.
24. **Партон В.З.** Механика разрушения. От теории к практике / В.З. Партон. М.: Наука, 1990.
25. **Резинских В.Ф.** Увеличение ресурса длительно работающих паровых турбин / В.Ф. Резинских, В.И. Гладштейн, Г.Д. Авруцкий. М.: Издательский дом МЭИ, 2007.
26. **Савицкий Е.М.** Металлы космической эры / Е.М. Савицкий, В.С. Клячко. М.: Металлургия, 1978.
27. **Сильман Г.И.** Материаловедение / Г.И. Сильман. Брянск: БГИТА, 2005.
28. **Сироткин О.С.** Теоретические основы общего материаловедения / О.С. Сироткин. Казань: КГУ, 2007.
29. **Спирихин И.П.** Теория двойных сплавов. Диаграмма состояния железо-углерод / И.П. Спирихин. М.: Издательство МЭИ, 1991.
30. **Теплоэнергетика** и теплотехника. Общие вопросы / под общ. ред. А.В. Клименко и В.М. Зорина. М.: Издательство МЭИ, 1999.
31. **Технология** металлов и материаловедение / под общ. ред. Л.Ф. Усовой. М.: Металлургия, 1987.
32. **Типовая** инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. РД 10-577—03. М.: Госгортехнадзор России, 2003.
33. **Травин О.В.** Материаловедение / О.В. Травин, Н.Т. Травина. М.: Металлургия, 1989.
34. **Фридман Я.Б.** Механические свойства металлов / Я.Б. Фридман. М.: Машиностроение, 1974.
35. **Хромченко Ф.А.** Технология ремонта рабочих лопаток паровых турбин // Сварочное производство / Ф.А. Хромченко, П.Р. Должанский. 1998. № 11.
36. **Шмитт-Томас К.Г.** Металловедение для машиностроения / К.Г. Шмитт-Томас. М.: Металлургия, 1995.