

СРЕДНЕЕ ПРОФЕССИОНАЛЬНОЕ ОБРАЗОВАНИЕ

**А.А. Воробьев, А.М. Будюкин, В.Г. Кондратенко,
Д.П. Кононов, А.А. Соболев, Н.Ю. Шадрина**

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УЧЕБНИК ДЛЯ СПО

2-е издание

Рекомендовано Экспертным советом Федерального учебно-методического объединения в системе среднего профессионального образования по укрупненной группе профессий и специальностей 15.00.00 «Машиностроение» к использованию в образовательном процессе образовательных организаций, реализующих программы среднего профессионального образования в качестве основного учебного пособия по общепрофессиональным дисциплинам «Основы материаловедения» и «Материаловедение»

**Москва
Ай Пи Ар Медиа
2024**

**Саратов
Профобразование
2024**

УДК 620.20
ББК 30.3
М34

Авторы:

Воробьев А.А. — д-р техн. наук,
доц., зав. кафедрой «Технология металлов» ПГУПС;
Будюкин А.М. — канд. техн. наук,
доц. кафедры «Технология металлов» ПГУПС;
Кондратенко В.Г. — канд. техн. наук,
доц. кафедры «Технология металлов» ПГУПС;
Кононов Д.П. — д-р техн. наук,
доц. кафедры «Технология металлов» ПГУПС;
Соболев А.А. — канд. техн. наук,
доц. кафедры «Технология металлов» ПГУПС;
Шадрина Н.Ю. — канд. техн. наук,
доц. кафедры «Технология металлов» ПГУПС

М34 **Материаловедение** : учебник для СПО / А.А. Воробьев, А.М. Будюкин, В. Г. Кондратенко [и др.]. — 2-е изд. — Москва : Ай Пи Ар Медиа ; Саратов : Профобразование, 2024. — 356 с. — (Среднее профессиональное образование). — Текст : электронный.

ISBN 978-5-4497-3545-4 (Ай Пи Ар Медиа)

ISBN 978-5-4488-2223-0 (Профобразование)

В учебнике представлены основные сведения о кристаллическом строении металлов, процессах кристаллизации, пластической деформации и рекристаллизации, фазах, образующиеся в сплавах, механических, технологических, эксплуатационных свойствах металлов. Рассмотрена теория и технология термической и химико-термической обработки стали, описаны основные свойства неметаллических материалов (полимеров, пластмасс, композиционных материалов, резин, стёкол и керамики).

Учебник соответствует требованиям Федерального государственного образовательного стандарта среднего профессионального образования.

Предназначен для студентов, обучающихся по укрупненной группе профессий и специальностей «Технологии материалов», а также будет полезен студентам других профессий и специальностей, изучающим дисциплины «Основы материаловедения», «Материаловедение». Издание рекомендовано Экспертным советом Федерального учебно-методического объединения в системе среднего профессионального образования по укрупненной группе профессий, специальностей 15.00.00 «Машиностроение».

Учебное электронное издание

ISBN 978-5-4497-3545-4 (Ай Пи Ар Медиа)
ISBN 978-5-4488-2223-0 (Профобразование)

© ООО Компания «Ай Пи Ар Медиа», 2024
© ООО «Профобразование», 2024

Учебное издание

Воробьев Александр Алфеевич
Будюкин Алексей Митрофанович
Кондратенко Владимир Григорьевич
Кононов Дмитрий Павлович
Соболев Александр Альбертович
Шадрина Надежда Юрьевна

Редактор *М.В. Половникова*
Технический редактор, компьютерная верстка *М.В. Половникова*
Корректор *А.В. Полева*
Обложка *Я.А. Кирсанов, С.С. Сизиумова*

Подписано к использованию 21.08.2022. Объем данных 13 Мб.

ООО «Профобразование»
8-800-511-14-70 (бесплатный звонок по России)
E-mail: office@profspo.ru, sale@profobr.pro

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О МЕТАЛЛАХ. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	9
2. ОБЩАЯ ТЕОРИЯ СПЛАВОВ. СТРОЕНИЕ, КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ	55
3. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ	85
4. ЧУГУНЫ	122
5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ	136
6. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ	198
7. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ	235
8. ГАЗОВАЯ СВАРКА И РЕЗКА МЕТАЛЛОВ. СХЕМЫ ПРОЦЕССОВ, ОБОРУДОВАНИЕ	309
9. МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА, ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	312
10. ФИНИШНЫЕ, ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ	337
ЛИТЕРАТУРА	355

ВВЕДЕНИЕ

Целью изучения дисциплины «Материаловедение» является ознакомление студентов с конструкционными материалами, сплавами и их свойствами, теоретическими и технологическими основами производства различных материалов.

В результате изучения дисциплины студент должен:

1) уметь:

- распознавать и классифицировать конструкционные и сырьевые материалы по внешнему виду, происхождению, свойствам;
- подбирать материалы по их назначению и условиям эксплуатации для выполнения работ;
- выбирать и расшифровывать марки конструкционных материалов;
- определять твердость металлов;
- определять режимы отжига, закалки и отпуска стали;
- подбирать способы и режимы обработки металлов (литьем, давлением, сваркой, резанием) для изготовления деталей;

2) знать:

- основные виды конструкционных и сырьевых металлических и неметаллических материалов;
- классификацию, свойства, маркировку и область применения конструкционных материалов, принципы их выбора для применения в производстве;
- основные сведения о назначении, свойствах металлов и сплавов, о технологии их производства;
- особенности строения металлов и их сплавов, закономерности процессов кристаллизации и структурообразования;
- виды обработки металлов и сплавов;
- сущность технологических процессов литья, сварки, обработки металлов давлением и резанием;
- основы термообработки металлов;
- способы защиты металлов от коррозии;
- требования к качеству обработки деталей;
- виды износа деталей и узлов;
- особенности строения, назначения и свойства различных групп неметаллических материалов;
- свойства смазочных и абразивных материалов;

- классификацию и способы получения композиционных материалов.

Материаловедение — наука, изучающая закономерности образования различных материалов (элементарных веществ, растворов, соединений, сплавов) в равновесных и неравновесных условиях, влияние химического и фазового состава, атомной структуры и структурных дефектов фаз на свойства материалов, а также разрабатывающая научные и практические пути воздействия на их фазовый состав, структуру и физико-химические свойства.

История развития общества связана с историей освоения материалов, технологии их получения и обработки (каменный, бронзовый, железный века). Уже народам Древнего мира было известно получение металлических сплавов (бронзы и других), а также повышение твердости и прочности стали посредством закалки.

Производство металла известно с древнейших времен. Его использовали для изготовления предметов домашнего обихода, религиозного культа, искусства, вооружений в Египте и Китае, Индии и Вавилоне, Греции и других странах. Первым металлом, с которым человек познакомился и начал обрабатывать, явилось золото. Самые древние золотые вещи, найденные археологами в Египте, изготовлены 8 тыс. лет назад. Изделия из меди (медные трубочки в виде украшений) найдены на Ближнем Востоке и датированы VI тыс. до н.э.

Железо земного происхождения использовалось на Ближнем Востоке в III тыс. до н.э. Египтяне знали его уже в IV тыс. до н.э. Древнегреческий историк Геродот и древнеримский ученый Плиний Старший (I в. н.э.) упоминают о применении олова вместо железа. На территории России выплавка железа известна не менее 2 500 лет. С XIII в. железо знала вся Европа. Освоение железа привело к развитию материальной культуры человечества.

В Российском государстве в XIV–XV вв. отливали чугунные и бронзовые пушки, ядра, колокола. Первый литейный завод «пушечная изба» построен в 1497 г. в Москве. В царствование Ивана IV созданы литейные заводы в Туле, Кашире, Серпухове, Новгородском крае и других районах.

Как самостоятельная наука материаловедение возникло и оформилось в XIX в., вначале под названием металлографии.

Термин «материаловедение» введен в 20-х гг. XX в. в Германии, причем было предложено сохранить термин «металлография» только для учения о макро- и микроструктуре металлов и сплавов. Во многих странах материаловедение по-прежнему обозначают термином «металлография», а также называют «физической металлургией».

Возникновение металловедения как науки было обусловлено потребностями техники. Важнейшую роль в развитии этого направления сыграли русские инженеры П. П. Аносов и Д. К. Чернов. В 1831 г. П. П. Аносов, разрабатывая способ получения булата, изучал под микроскопом строение отполированной поверхности стали, предварительно протравленной кислотой.

В 1864 г. Г. К. Сорби произвел подобные же исследования микроструктуры железных метеоритов и образцов стали, применив при этом микрофотографию.

В 1868 г. Д. К. Чернов указал на существование температур, при которых сталь претерпевает превращения при нагревании и охлаждении (критические точки). Эти температуры измерил Ф. Осмонд (1888 г.) при помощи термоэлектрического термометра, изобретенного А. Ле Шателье.

У. Робертс-Остен (Великобритания) исследовал методами термического анализа и микроструктуры нескольких двойных металлических систем, в том числе железоуглеродистые сплавы (1897 г.). Его результаты критически пересмотрел в 1900 г. с точки зрения фаз правила, теоретически выведенного Дж.У. Гиббсом (1873–76 гг.), Г. В. Розебом. Ле Шателье значительно улучшил технику изучения микроструктуры.

Н. С. Курнаков сконструировал самопишущий пирометр (1903 г.) и на основе изучения ряда металлических двойных систем совместно с сотрудниками (С. Ф. Жемчужным, Н. И. Степановым, Г. Г. Уразовым и др.) установил закономерности, явившиеся основой учения о сингулярных точках и физико-химического анализа. С 1903 г. диаграммы состояния металлических сплавов изучал Г. Тамман с сотрудниками.

В России А. А. Байков исследовал явления закалки сплавов (1902 г.), значительно улучшил методику металловедения введением автоматической записи дифференциальных кривых нагревания и охлаждения (1910 г.) и травления микрошлифов при высокой температуре (1909 г.).

Байков основал в Петербургском политехническом институте первую в России учебную лабораторию металловедения, в которой работали Н. Т. Гудцов, Г. А. Кащенко, М. П. Славинский, В. Н. Свечников и др. Пионерами применения материаловедения в заводской практике были А. А. Ржещотарский, создавший лабораторию металловедения на Обуховском заводе (1895 г.), и Н. И. Беляев, основавший такую же лабораторию на Путиловском заводе (1904 г.). В 1908 г. А. М. Бочвар организовал в Высшем техническом училище первую в Москве металлографическую лабораторию, в которой работали И. И. Сидорин, А. А. Бочвар, С. М. Воронов и другие специалисты в области металловедения цветных металлов.

XX век — век открытия и создания новых материалов, обладающих уникальными свойствами. Появляются новые направления прикладного материаловедения, изучающего закономерности, определяющее строение и свойства различных материалов (полупроводников и диэлектриков, конструкционных материалов и материалов, различных композитов и полимеров и т.д.), возникает космическое материаловедение и т.д. В 30–40-е гг. XX в. начало формироваться материаловедение полупроводников. Успех развития полупроводниковой техники и связанных с ней отраслей (электроники, энергетики и др.) в значительной мере определяется достижениями в области разработки и получения полупроводниковых сплавов с определенными стабильными электрофизическими, механическими и другими свойствами. Важные исследования в области материаловедения полупроводников выполнены научными школами академика А. Ф. Иоффе и академика Н. П. Сажина, а в области металловедения — научными школами академика Г. В. Курдюмова и академика А. А. Бочвара. Успехи современного материаловедения способствуют разработке высокоэффективных методов улучшения характеристик различных материалов, повышение их эксплуатационных свойств.

Исключительную роль в развитии металловедения играл, начиная с 20-х гг. XX в., рентгеноструктурный анализ, который позволил определить кристаллическую структуру различных фаз, описать ее изменения при фазовых переходах, термической обработке и деформации (структуру мартенсита, изменения структуры твердых растворов при их распаде и т.д.). В этой области важнейшее значение имели работы Г. В. Курдюмова, С. Т. Конобеевского, Н. В. Агеева и др., а за рубежом — А. Вестгрена (Швеция), У. Юм-Розери (Великобритания), У. Делингера, В. Кёстера (Германия) и др. Г. В. Курдюмов, в частности, разработал теорию закалки и отпуска стали и исследовал основные типы фазовых превращений в твердом состоянии («нормальные» и мартенситные).

Развитие металловедения во второй половине XX в. характеризуется значительным расширением методических возможностей. Кроме рентгеноструктурного анализа, для изучения атомнокристаллического строения металлов применяют электронную микроскопию, которая позволяет изучать локальные изменения строения сплавов, взаимное расположение структурных составляющих и несовершенства кристаллического строения. Существенное значение имеют методы электронной дифракции, нейтронографии, радиоизотопных индикаторов, внутреннего трения, микрорентгеноспектрального анализа, калориметрии, магнитометрии и др.

1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О МЕТАЛЛАХ. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Понятие о металлах и их краткая классификация

Металлами называют вещества, характерными признаками которых являются пластичность, теплопроводность, высокая электропроводность и особый металлический блеск.

Общность свойств металлов определяется подобием электронного строения их атомных оболочек и типом межатомной связи. Атомы металлов на внешней оболочке имеют один, два, три электрона, а атомы неметаллов — от четырех до семи. У металлов внешние свободные электроны слабо связаны с ядром, поэтому они легко перескакивают с орбиты одного атома на орбиты других атомов, образуя подобие электронного газа. Атомы при этом ионизируются.

При соединении металлов с неметаллами возникает металлический тип связи, который обуславливается взаимопритяжением между положительно заряженными ионами (ионный скелет) и отрицательно заряженными свободными электронами (электронный газ). Благодаря тому, что роль цементирующей связи, соединяющей ионы металлов в единое целое, выполняют образующие электронный газ свободные электроны, металлический тип связи не является жестким, а сами металлы являются телами пластичными, т.е. при смещении отдельных объемов относительно друг друга связь между ионами не нарушается.

Каждый металл отличается от другого строением (взаимным расположением атомов в пространстве) и свойствами (физическими, химическими, механическими и технологическими), тем не менее по ряду признаков их можно объединить в группы.

Все металлы можно разделить на две большие группы — черные и цветные. К черным металлам относятся железо и его сплавы с углеродом (чугуны и стали), а к цветным — все остальные металлы. Кроме того, все цветные металлы делятся на следующие группы:

- легкие металлы (Mg, Be, Al, Ti) с плотностью до 5 г/см^3 ;
- тяжелые металлы (Pb, Mo, Ag, Au, Pt, W, Ta, Ir, Os) с плотностью, превышающей 10 г/см^3 ;
- легкоплавкие металлы (Sn, Pb, Zn) с температурой плавления ниже $500 \text{ }^\circ\text{C}$;
- тугоплавкие металлы (W, Mo, Ta, Nb) с температурой плавления выше, чем у железа ($> 1536 \text{ }^\circ\text{C}$);
- благородные металлы (Au, Ag, Pt) с высокой устойчивостью против коррозии;

- урановые металлы — актиноиды, имеющие преимущественное применение в сплавах для атомной энергетики;
- редкоземельные металлы — лантаноиды;
- щелочноземельные металлы.

Металлы, широко применяемые в технике, называются техническими. Это железо, алюминий, магний, медь, свинец, олово, цинк, никель, титан. Большое число элементов составляет группу редких металлов. Из наиболее важных для современной техники металлов лишь очень немногие имеются в земной коре в большом количестве. К их числу относится алюминий (8,8 % массы земной коры), железо (5,1 %), магний (2,1 %), титан (0,6 %). Медь, марганец, хром, ванадий, цирконий содержатся в земной коре в сотых долях, а цинк, олово, никель, кобальт — в тысячных долях процента. Остальных металлов еще меньше.

Металлы — основа технического прогресса. Применяются металлы в зависимости от их свойств.

Межатомное взаимодействие

Структурными элементами вещества являются атомы, состоящие из ядра и электронной оболочки. Свойства твердых веществ в существенной степени определяются структурой электронных оболочек атомов. В соответствии с боровской моделью электроны в атоме располагаются на специфических орбиталях (рис. 1.1), конфигурация которых (т.е. число электронов и их пространственное распределение) подчиняется законам квантовой механики.

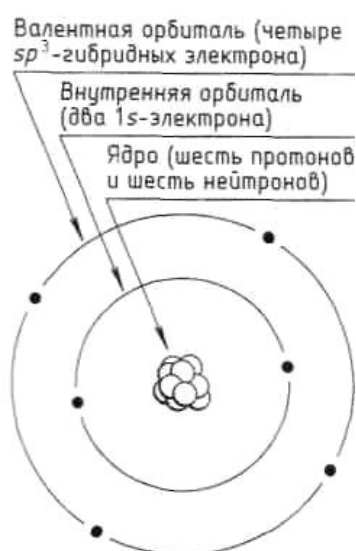


Рис. 1.1. Схематическое представление электронной конфигурации атома углерода по модели Бора

Свойства твердых тел определяются электронами, находящимися на самых внешних орбиталях, поскольку именно эти электроны участвуют во взаимодействии между атомами. Основным принципом, описывающим межатомные взаимодействия, можно сформулировать так: атом стремится к тому, чтобы на его внешней оболочке располагались 8 электронов (т.е. к конфигурации благородного газа). Этот простой принцип лежит в основе образования химических связей. Если на внешней оболочке атома уже находится 8 электронов (как у благородных газов), его способность к взаимодействию с другими атомами (образованию химической связи и даже кристаллизации) очень невысока. Все элементы, электронная конфигурация которых не совпадает с конфигурацией благородного газа, при взаимодействии с другими атомами способны принимать, отдавать или обобществлять электроны, находящиеся на внешнем уровне (эти электроны называются валентными). Исходя из этих принципов можно выделить основные типы химической связи (рис. 1.2).

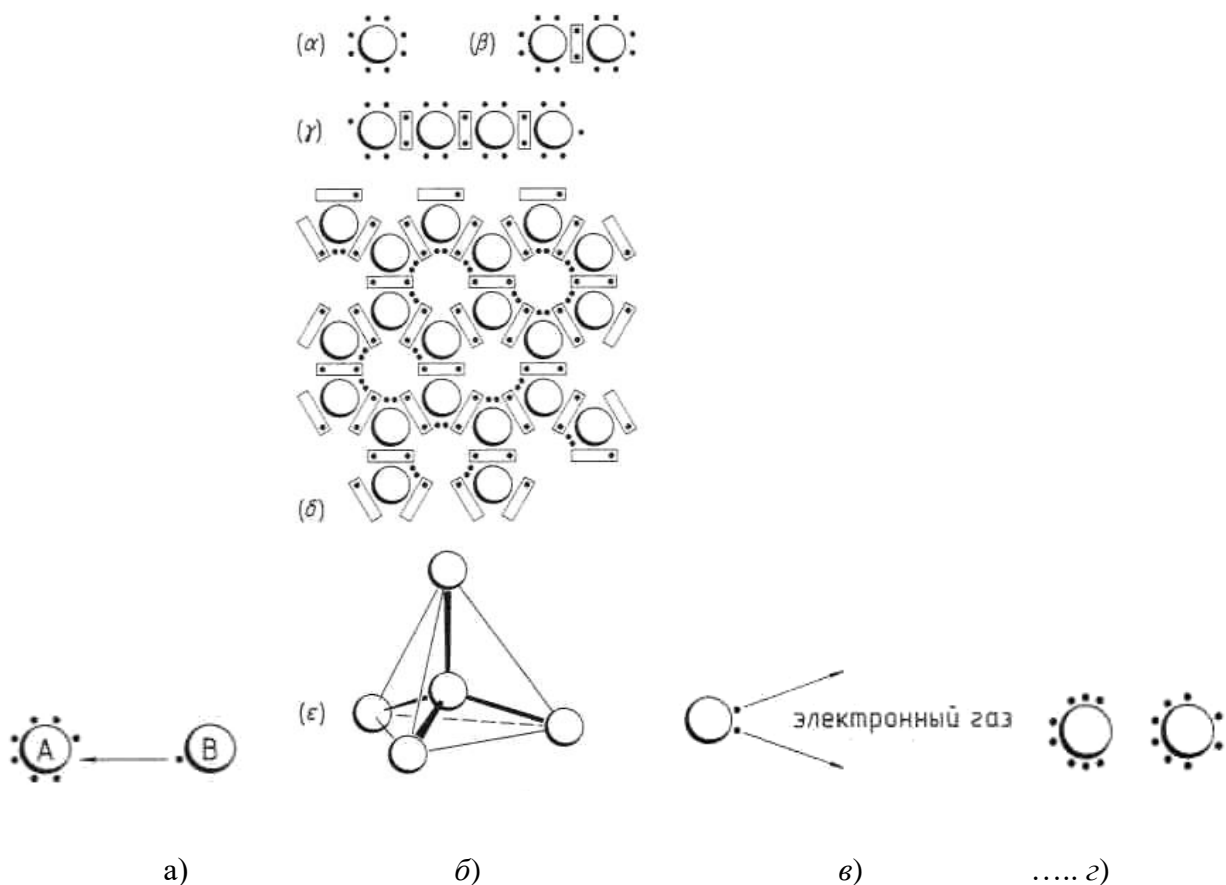


Рис. 1.2. Основные типы химической связи:
a — ионная; *б* — неполярная;
в — металлическая; *г* — Ван-дер-Ваальсова

1. **Гетерополярная, или ионная связь (рис. 1.2, а).** Число валентных электронов взаимодействующих атомов становится равным 8. Атом, имеющий меньшее число валентных электронов, передает их атому, имеющему большее их число. Оба элемента приобретают конфигурацию благородного газа, но теряют нейтральность. Например, в Na^+Cl^- атом натрия отдает единственный валентный электрон атому хлора, содержащему 7 валентных электронов. Молекула может быть образована и из большего числа атомов, например $(\text{Ca}^{2+})(\text{F}^-)_2$, при этом каждый атом приобретает конфигурацию благородного газа.

2. **Ковалентная связь (рис. 1.2, б).** Если конфигурацию благородного газа нельзя достичь путем обмена электронами, поскольку их сумма не достигает 8, то стабильного сочетания атомов в молекуле можно достичь путем образования электронных пар (α). Например, два атома хлора с 7 валентными электронами образуют устойчивую молекулу Cl_2 , образуя электронную пару (β), принадлежащую одновременно двум атомам хлора, причем оба достигают конфигурации благородного газа. В случае атомов, содержащих 6 валентных электронов, образуются две электронные пары. Это приводит к образованию длинных цепочек из атомов (γ), как, например, в молекулах серы. При числе валентных электронов, равном пяти, на каждый атом должно приходиться по три электронных пары, что может быть достигнуто только в двумерных структурах (δ), например, мышьяка. Если число валентных электронов равно четырем, необходимо образование четырех электронных пар на атом, что соответствует трехмерным структурам (ϵ). Примерами могут служить полупроводники кремний и германий, а также углерод в структуре алмаза.

3. **Металлическая связь (рис. 1.2, в).** Если число валентных электронов меньше четырех, то достичь конфигурации благородного газа за счет образования электронных пар, даже в трехмерной структуре, невозможно. В этом случае атомы отдают валентные электроны в общий «электронный газ» (рис. 1.3), так что ионные остовы приобретают 8-электронную конфигурацию, а электроны в составе «электронного газа» не относятся к какому-либо определенному атому. Это наиболее часто встречающийся тип связи, поскольку около 3/4 природных элементов — металлы. При ковалентном взаимодействии валентные электроны локализованы на атомах (с точки зрения квантовой механики преимущественно расположены около конкретного ядра). А при образовании металлической связи электроны не локализованы и формально принадлежат одновременно всем атомам. Столь слабая «привязка» электронов к атомам объясняет слабость металлической связи по сравнению с другими типами — это приводит к высокой мобильности дефектов кристаллической структуры в металлах и легкости их формовки, что делает металлы самыми используемыми материалами.

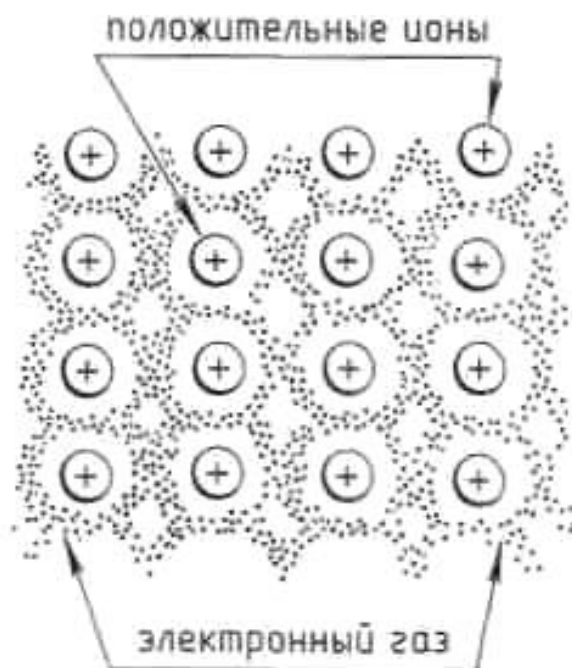


Рис. 1.3. Принцип образования металлической связи

4. **Ван-дер-Ваальсова связь (рис. 1.2, з).** Еще один тип взаимодействия, который не связан с обменом электронами, а обусловлен дипольными взаимодействиями атомов — это Ван-дер-ваальсова связь. Дипольное взаимодействие между атомами возникает, так как центр тяжести положительного ядра и отрицательной электронной оболочки не совпадают. Это приводит к возникновению дипольного момента атома, который притягивает другие атомные диполи (рис. 1.4). Именно эти силы притяжения обеспечивают взаимодействие между атомами благородных газов или атомами, расположенными далеко друг от друга, когда непосредственный обмен электронами невозможен.

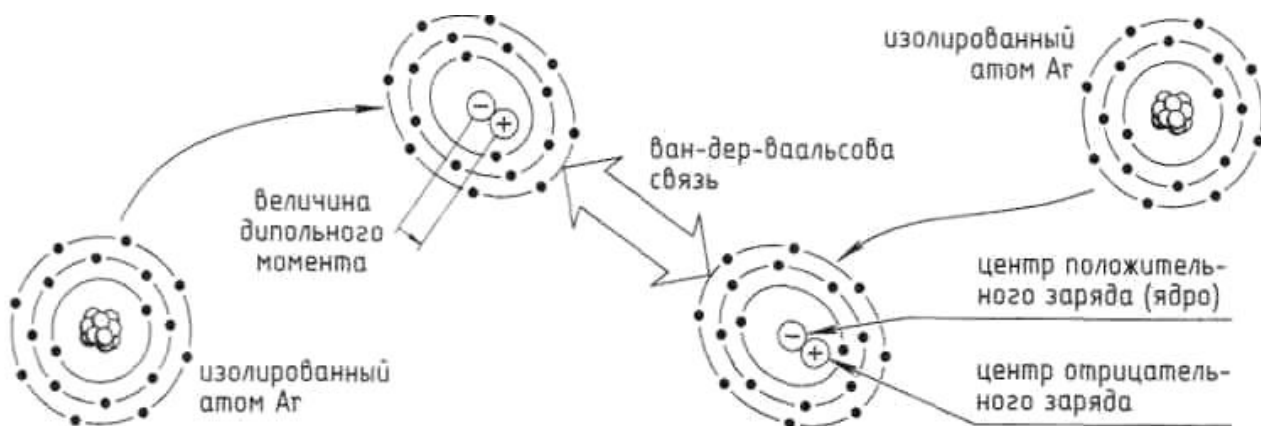


Рис. 1.4. Схема образования Ванн-дер-Ваальсовой связи при взаимодействии индуцированных диполей

Свойства металлов и методы их определения

Свойства металлов разнообразны. Ртуть замерзает при температуре $-38,8\text{ }^{\circ}\text{C}$, вольфрам выдерживает рабочую температуру до $2\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($t_{пл} = 3\ 410\text{ }^{\circ}\text{C}$), литий, натрий, калий легче воды, а иридий и осмий в 42 раза тяжелее лития. Электропроводность серебра в 130 раз выше, чем у марганца. Вместе с тем металлы имеют характерные общие свойства. К ним относятся:

1) высокая тепло- и электропроводность;

2) положительный температурный коэффициент электросопротивления: с повышением температуры электросопротивление чистых металлов возрастает. Большое число металлов (~ 30) обладает сверхпроводимостью (у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электросопротивление падает скачкообразно, практически до нуля);

3) термоэлектронная эмиссия, т.е. способность испускать электроны при нагреве;

4) хорошая отражательная способность: металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском;

5) повышенная способность к пластической деформации;

6) кристаллическое строение в твердом состоянии.

Наличие этих свойств и характеризует так называемое *металлическое состояние вещества*.

Все наиболее характерные свойства металлов объясняются наличием в них легкоподвижных коллективизированных электронов проводимости.

Атомы металлов имеют на внешнем энергетическом уровне небольшое число электронов. Связь внешних электронов с атомом характеризуется работой выхода электронов (или ионизационным потенциалом), т.е. работой, необходимой для удаления электронов из изолированного атома. Внешние электроны слабо связаны с ядром, и поэтому они находятся в относительно свободном состоянии, образуя электронный газ.

Металлическое состояние возникает в комплексе атомов, когда при их сближении внешние электроны теряют связь с отдельными атомами, становятся общими, т.е. коллективизируются и свободно перемещаются между положительно заряженными и периодически расположенными ионами.

Устойчивость металла, представляющего собой, таким образом, ионно-электронную систему, определяется электрическим притяжением между положительно заряженными ионами и обобщенными электронами. Такое взаимо-

действие между ионным скелетом и электронным газом получило название металлической связи.

Сила связи в металлах определяется силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами и не имеет резко выраженного направленного характера. Атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии друг от друга, чтобы энергия взаимодействия была минимальной.

Атомы (ионы) занимают положение с минимальной потенциальной энергией. Атомы, составляющие поверхностный слой, обладают повышенной потенциальной энергией.

Металлическое состояние характеризуется высокой энергией связи между атомами. Мерой ее служит теплота сублимации, под которой понимают сумму энергии, необходимой для перехода от конденсированной системы, т.е. твердого металла, к парообразному состоянию, когда атомы уже не связаны между собой энергией ионизации, поскольку в последнем случае они электрически нейтральны. Теплота сублимации для металлов изменяется в пределах от 20 до 220 ккал/Дж·атом.

Приведенные положения позволяют объяснить характерные свойства металлов. Их высокая электропроводность объясняется присутствием в них свободных электронов, которые перемещаются в потенциальном поле решетки. С повышением температуры усиливаются колебания ионов (атомов), образуются вакансии и нарушается правильная периодичность потенциального поля, что затрудняет движение электронов, в результате чего электросопротивление возрастает. При низких температурах колебательное движение ионов (атомов) сильно уменьшается и электропроводность возрастает. У некоторых металлов в результате образования пар электронов, движущихся упорядоченно при очень низких температурах (< 20 К), электропроводность обращается в бесконечность — явление сверхпроводимости. Высокая теплопроводность металлов обуславливается большой подвижностью свободных электронов и в меньшей степени колебательным движением ионов.

Высокая пластичность металлов объясняется периодичностью их атомной структуры и отсутствием направленности металлической связи. В процессе пластической деформации (ковка, прокатка и т.д.) металла, т.е. при смещении отдельных его объемов относительно других, связь между ионами (атомами) не нарушается. Кристаллы с ковалентной или ионной, т.е. с направленной, связью хрупки, так как при деформации эта связь нарушается.

Свободные электроны являются переносчиками тепла от атома к атому, что обуславливает значительную теплопроводность металлов. Высокая элек-

тропроводность металлов объясняется тем, что под действием даже небольшой разности потенциалов свободные электроны перемещаются в одном направлении, образуя электрический ток.

Свойства металлов, как и других материалов, принято делить на физические, химические, механические и технологические. Они зависят от их химического состава и строения (структуры).

Физические свойства металлов характеризуются плотностью, температурой плавления, теплопроводностью, тепловым расширением, удельной теплоемкостью, электропроводностью и способностью намагничиваться. Химические свойства определяются отношением металлов к химическим воздействиям разных сред.

Механические свойства

Важнейшее значение для определения пригодности металлов в качестве конструкционных материалов имеют их механические свойства. К механическим свойствам относятся:

- *прочность* — способность металла оказывать сопротивление действию внешних сил, не разрушаясь. Отношение прочности к плотности называют удельной прочностью. Сопротивление металла действию многократно повторяющегося нагружения носит название усталостной прочности;

- *упругость* — свойство металла восстанавливать свою форму после прекращения действия внешних сил, вызвавших изменение формы (деформацию);

- *пластичность* — свойство металла деформироваться без разрушения под действием внешних сил и сохранять измененную форму после прекращения действия сил. Пластичность — свойство, обратное упругости;

- *твердость* — способность металла оказывать сопротивление проникновению в него более твердого тела;

- *вязкость* — способность металла оказывать сопротивление ударным нагрузкам. Вязкость — свойство, противоположное хрупкости;

- *износостойкость* — сопротивление металла изнашиванию вследствие процессов трения. Износ определяется по изменению размеров или массы деталей.

Значения характеристик рассмотренных механических свойств определяются статическим растяжением, а также испытаниями на твердость, ударную вязкость, усталость и износ.

Испытание на растяжение (ГОСТ 1497-84). При этом виде испытаний обычно применяют круглые образцы диаметром 10 и 20 мм. Расчетная длина образцов берется равной десятикратному или пятикратному диаметру.

Испытываемый образец материала с первоначальной площадью поперечного сечения F_0 постепенно растягивается возрастающей силой P . Результаты испытаний изображаются диаграммой растяжения.

Наибольшее растяжение, до которого испытываемый образец деформируется без отклонения от закона пропорциональности, называется *пределом пропорциональности*. До этой точки деформация будет упругой, так как полностью исчезает после снятия нагрузки.

Напряжение, при котором образец продолжает деформироваться при временном постоянстве нагрузки, называется *пределом текучести*.

Предел текучести σ_T определяется по формуле, Па:

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0},$$

где P_T — нагрузка, соответствующая пределу текучести, Н; F_0 — первоначальная площадь поперечного сечения образца, м².

Условное напряжение, которое соответствует наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца, называется *пределом прочности при растяжении (временное сопротивление разрыву)*. Предел прочности σ_B определяется по формуле, Па:

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0},$$

где P_B — наибольшее значение нагрузки, Н; F_0 — первоначальная площадь поперечного сечения, м².

Испытания на ударный изгиб (ударная вязкость ГОСТ 9454-78). В лабораторных условиях изделия испытывают ударом (динамические испытания) на маятниковом копре. Если работу, затраченную на разрушение образца, отнести к площади поперечного сечения, то получим удельную работу удара, или ударную вязкость. Материалы, легко разрушающиеся под действием удара, называются хрупкими, а хорошо сопротивляющиеся удару — вязкими.

С повышением температуры вязкость увеличивается.

ГОСТ 9454-78 ударную вязкость обозначает KCV, KCU, KCT. KC — символ ударной вязкости, третий символ показывает вид надреза: острый (V), с радиусом закругления (U), трещина (T).

Хладноломкостью называется склонность металла к переходу в хрупкое состояние с понижением температуры.

Хладноломкими являются железо, вольфрам, цинк и другие металлы, имеющие объемноцентрированную кубическую и гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку.

Порог хладноломкости — температурный интервал изменения характера разрушения, является важным параметром конструкционной прочности. Чем ниже порог хладноломкости, тем менее чувствителен металл к концентраторам напряжений (резкие переходы, отверстия, риски), к скорости деформации.

Определение твердости

Испытания на твердость получили большое распространение в промышленности, так как они позволяют без разрушения изделия и изготовления специальных образцов, судить о качестве изделия. К тому же имеется возможность по результатам испытаний на твердость определить величину предела прочности материала без проведения испытаний на растяжение. Приборы для испытания на твердость обладают высокой производительностью (до 100 испытаний в час), значительно превышающей производительность других испытательных машин.

Наибольшее распространение получили статические методы:

а) метод Бринелля (*J.A. Brinell*) — вдавливание стального закаленного шарика;

б) метод Роквелла (*H.M. Rockwell* и *S.P. Rockwell*) — вдавливание стального шарика при контроле мягких материалов или алмазного конуса при испытании твердых;

в) метод Виккерса (по названию английского военно-промышленного концерна «Виккерс») — вдавливание алмазной пирамиды.

1. Измерение твердости методом Бринелля (HB) (ГОСТ 9012-59).

Метод основан на том, что в плоскую поверхность металла на прессе Бринелля (рис. 1.5) вдавливается под постоянной нагрузкой P твердый стальной шарик.

Диаметр шарика D зависит от марки исследуемого материала и его предполагаемой твердости и может выбираться из ряда: 10; 5; 2,5; 2 и 1 мм. Нагрузка P может составлять 30 000, 10 000 или 7 500 Н (3 000, 1 000 и 750 кг соответственно) в зависимости от материала. Время выдержки под нагрузкой составля-

ет 10 с для черных металлов и 30, 60 — для цветных. После снятия нагрузки в испытуемом материале образуется отпечаток (лунка) (рис. 1.6).

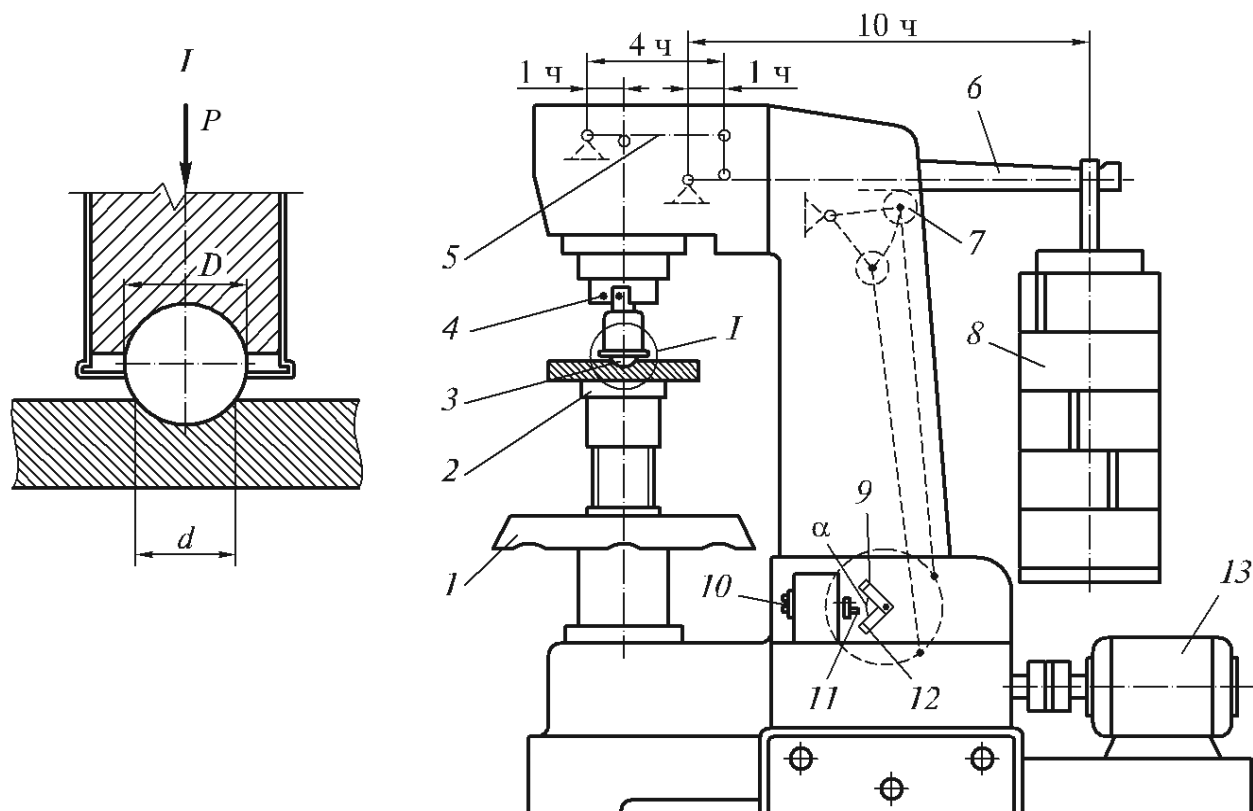


Рис. 1.5. Схема пресса Бринелля: 1 — маховик; 2 — опора образца; 3 — шарик; 4 — метки; 5 — рычаг 1:4; 6 — рычаг 1:10; 7 — подвижная опора; 8 — грузы; 9, 12 — кулачки; 10 — кнопка пуска; 11 — концевой переключатель; 13 — электродвигатель; ч — часть

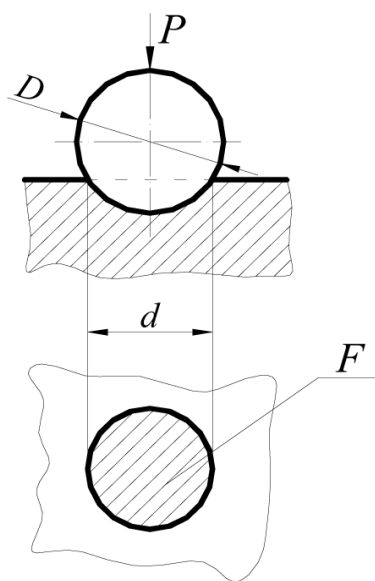


Рис. 1.6. Схема определения твердости по методу Бринелля

Чем тверже материал, тем меньше диаметр отпечатка d , который измеряется с помощью лупы Бринелля (компаратора) или отсчетного микроскопа с точностью до 0,05 мм в двух взаимно перпендикулярных направлениях. По двум измерениям находят их среднее арифметическое, по которому определяют твердость по Бринеллю по формулам:

$$HB = \frac{P}{S}, \text{ либо } HB = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)},$$

где P — величина нагрузки; S — площадь отпечатка; D — диаметр шарика; d — диаметр лунки.

На практике расчеты по приведенным формулам не выполняют. Твердость по Бринеллю определяют из таблиц, прилагаемых к прибору, по среднему диаметру отпечатка в зависимости от принятой нагрузки и диаметра шарика.

Метод Бринелля не рекомендуется применять для металлов с твердостью более HB 450 (4 500 МПа), так как шарик может деформироваться, что приведет к неправильному результату и для изделий, имеющих небольшую толщину, так как шарик может продавить тонкий слой металла.

Для получения достоверных результатов шероховатость поверхности должна быть не ниже Ra2,5 мкм, а толщина не менее десятикратной толщины отпечатка.

2. Измерение твердости методом Роквелла (ГОСТ 9013-59).

Существует 11 шкал определения твердости по методу Роквелла (А, В, С, D, E, F, G, H, K, N, T), основанных на комбинации «индентор (наконечник) — нагрузка». Наиболее широко используются два типа инденторов: шарик из карбида вольфрама диаметром 1/16 дюйма (1,5875 мм) или такой же шарик из закаленной стали и конический алмазный наконечник с углом при вершине 120°. Возможные нагрузки — 60, 100 и 150 кгс. Величина твердости определяется как относительная разница в глубине проникновения индентора при приложении основной P_1 и предварительной P_0 (10 кгс) нагрузки (h_1 и h_0 соответственно) (рис. 1.7).

Величина твердости определяется разностью между глубиной впадин, получаемых на испытуемом изделии от вдавливания алмазного конуса или стального шарика под основной и предварительной нагрузкой. Предварительная нагрузка равна 100 Н (10 кг). Она дается для того, чтобы исключить влияние различной степени чистоты на результаты измерений. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на

0,002 мм. Для численной характеристики твердости введена условная шкала с цифрами, нанесенными в порядке, обратном движению стрелки в момент приложения нагрузки.

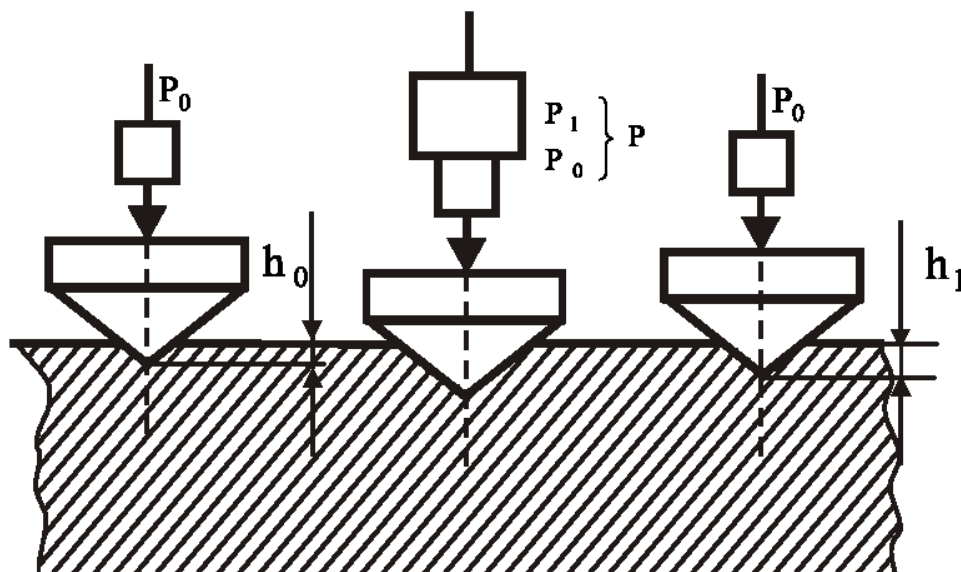


Рис. 1.7. Схема определения твердости по Роквеллу

Твердость по Роквеллу обозначается цифрами и буквами HR с указанием шкалы твердости (А, В, С).

Шкала А используется для измерения твердости изделий из твердых сплавов. Испытательная нагрузка в этом случае составляет 60 кгс (600 Н), индентором является алмазный конус, отсчет выполняется по шкале А, твердость обозначается HRA.

Стальной закаленный шарик используют для испытания мягких металлов (незакаленная сталь, латунь, бронза, алюминиевые сплавы), твердость которых находится в пределах 25–100 единиц, при этом общая испытательная нагрузка составляет 100 кгс (1 000 Н). Отсчет твердости ведется по шкале В, и она обозначается HRB.

Шкала С применяется для измерения твердости изделий, прошедших упрочняющую обработку. Общая испытательная нагрузка составляет 150 кгс (1 500 Н), индентор — алмазный конус. Отсчет ведется по шкале С и обозначают HRC. В этом случае допускаются испытания материалов с твердостью 20–70 ед.

Схема пресса Роквелла представлена на рис. 1.8.

Для обеспечения достоверности получаемых результатов поверхность изделия должна быть сухой, чистой, без трещин, выбоин, наклепа и следов предыдущих испытаний, кроме того, шероховатость должна быть не ниже

Ra1,25 мкм. Изделие не должно качаться, прогибаться, пружинить. При измерении изделий с цилиндрической поверхностью радиус кривизны должен быть не меньше 15 мм.

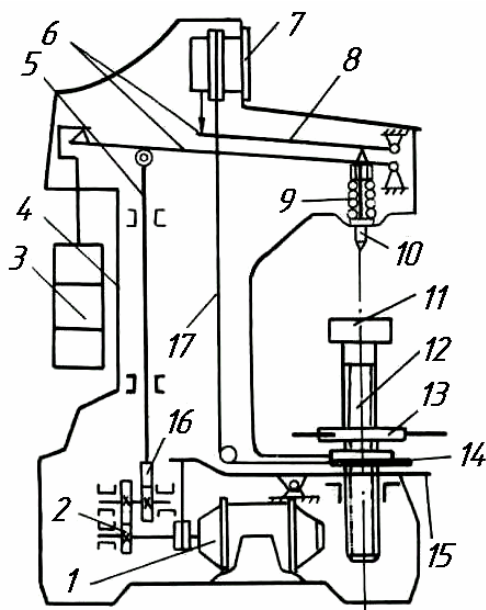


Рис. 1.8. Схема пресса Роквелла: 1 — электродвигатель; 2 — червячный редуктор; 3 — грузы; 4 — корпус; 5 — шток; 6 — грузовой рычаг; 7 — индикатор; 8 — рычаг; 9 — пружина; 10 — индентор; 11 — подъемный столик; 12, 13 — пара винт-маховик; 14 — механизм подъемного столика; 15 — кнопка «Пуск»; 16 — кулачковый блок; 17 — трос управления индикатором

3. Измерение твердости методом Виккерса (ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007).

Существует еще один метод определения твердости металла — по Виккерсу (HV). Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость. Твердость определяют вдавливанием в испытываемую поверхность четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136° (рис. 1.9). В зависимости от типа испытываемого материала применяют нагрузки 1, 2, 5, 10, 20, 30, 50, 100 кгс. Время выдержки под нагрузкой 10–15 с (основным является режим: 30 кгс, 10–15 с). После снятия нагрузки с помощью отсчетно-проекционной системы прибора измеряют диагонали отпечатка d и вычисляют твердость по формуле:

$$HV = \frac{2p \cdot \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,854 \frac{P}{d^2} \text{ (кгс/мм}^2\text{)}.$$

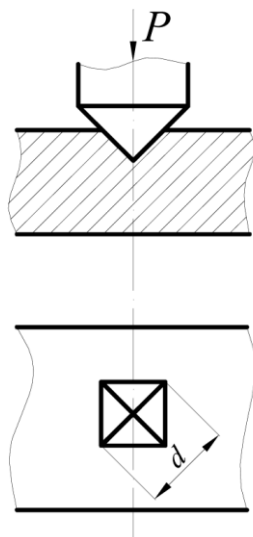


Рис. 1.9. Схема определения твердости по методу Виккерса

На практике значение твердости определяют по таблицам в зависимости от длины диагоналей отпечатка.

Твердость материалов 8–2 000 ед.

Поверхность испытываемого образца должна быть чистой, без окисных пленок, посторонних веществ, наклепа и иметь шероховатость не выше Ra0,16 мкм.

Описанные методы твердости характеризуют среднюю твердость сплава. Для того чтобы определить твердость отдельных структурных составляющих, тонких поверхностных слоев, полученных в результате химико-термической, термической обработки, гальванических покрытий, тонких лент, фольги и т.д., необходимо резко локализовать деформацию. То есть нужно вдавливать алмазную пирамиду на определенное место, найденное на шлифе при увеличении 100–400 раз под очень небольшой нагрузкой (от 0,01 до 2 Н) с последующим измерением под микроскопом диагоналей отпечатка. Полученная характеристика (H_{μ}) называется микротвердостью и характеризует твердость определенной структурной составляющей.

4. Испытания на усталость.

Производятся обычно на машинах, обеспечивающих знакопеременный изгиб, попеременное сжатие и растяжение, кручение или повторную ударную нагрузку. Результаты испытаний изображают в виде диаграммы, на которой по оси ординат откладывают напряжения σ , а по оси абсцисс — количество нагружений N (рис. 1.10, а). Наиболее удобно строить диаграммы усталости в полулогарифмических координатах, на которых легче определить точку пере-

хода кривой в горизонтальное положение. Перегиб на диаграмме характеризует предел усталости (рис. 1.10, б).

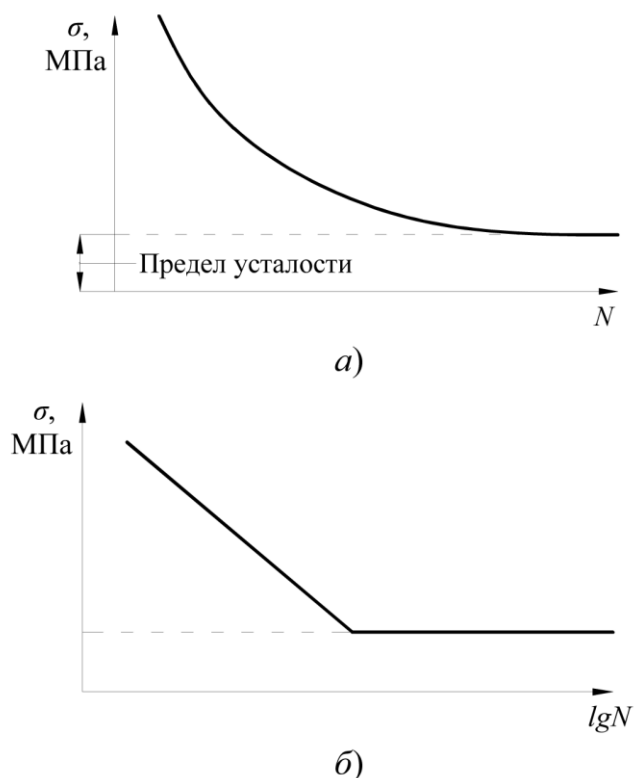


Рис. 1.10. Кривые усталости

Основные характеристики:

Предел выносливости (σ_{-1} — при симметричном изменении нагрузки; σ_R — при несимметричном изменении нагрузки) — максимальное напряжение, выдерживаемое материалом за произвольно большое число циклов нагружения N .

Ограниченный предел выносливости — максимальное напряжение, выдерживаемое материалом за определенное число циклов нагружения или время.

Живучесть — разность между числом циклов до полного разрушения и числом циклов до появления усталостной трещины.

Технологические свойства

Технологические свойства характеризуют способность материала подвергаться различным способам холодной и горячей обработки.

1. Литейные свойства.

Характеризуют способность материала к получению из него качественных отливок.

Жидкотекучесть — характеризует способность расплавленного металла заполнять литейную форму.

Усадка (линейная и объемная) — характеризует способность материала изменять свои линейные размеры и объем в процессе затвердевания и охлаждения. Для предупреждения линейной усадки при создании моделей используют нестандартные метры.

Ликвация — неоднородность химического состава по объему.

2. Способность материала к обработке давлением.

Это способность материала изменять размеры и форму под влиянием внешних нагрузок не разрушаясь.

Она контролируется в результате технологических испытаний, проводимых в условиях, максимально приближенных к производственным.

Листовой материал испытывают на перегиб и вытяжку сферической лунки. Проволоку испытывают на перегиб, скручивание, на навивание. Трубы испытывают на раздачу, сплющивание до определенной высоты и изгиб.

Критерием годности материала является отсутствие дефектов после испытания.

3. Свариваемость.

Это способность материала образовывать неразъемные соединения требуемого качества. Оценивается по качеству сварного шва.

4. Способность к обработке резанием.

Характеризует способность материала поддаваться обработке различным режущим инструментом. Оценивается по стойкости инструмента и по качеству поверхностного слоя.

Эксплуатационные свойства

Эксплуатационные свойства характеризуют способность материала работать в конкретных условиях:

1. *Износостойкость* — способность материала сопротивляться поверхностному разрушению под действием внешнего трения.

2. *Коррозионная стойкость* — способность материала сопротивляться действию агрессивных кислотных, щелочных сред.

3. *Жаростойкость* — это способность материала сопротивляться окислению в газовой среде при высокой температуре.

4. *Жаропрочность* — это способность материала сохранять свои свойства при высоких температурах.

5. *Хладостойкость* — способность материала сохранять пластические свойства при отрицательных температурах.

6. *Антифрикционность* — способность материала прирабатываться к другому материалу.

Эти свойства определяются специальными испытаниями в зависимости от условий работы изделий.

При выборе материала для создания конструкции необходимо полностью учитывать механические, технологические и эксплуатационные свойства.

Конструкционная прочность материалов

В результате испытаний получают характеристики:

- силовые (предел пропорциональности, предел упругости, предел текучести, предел прочности, предел выносливости);
- деформационные (относительное удлинение, относительное сужение);
- энергетические (ударная вязкость).

Все они характеризуют общую прочность материала независимо от назначения, конструкции и условий эксплуатации. Высокое качество детали может быть достигнуто только при учете всех особенностей, которые имеют место в процессе работы детали и которые определяют ее *конструкционную прочность*.

Конструкционная прочность — комплекс прочностных свойств, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного изделия, обеспечивают длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации.

На конструкционную прочность влияют следующие факторы:

- конструкционные особенности детали (форма и размеры);
- механизмы различных видов разрушения детали;
- состояние материала в поверхностном слое детали;
- процессы, происходящие в поверхностном слое детали, приводящие к отказам при работе.

Необходимым условием создания качественных конструкций при экономном использовании материала является учет дополнительных критериев, влияющих на конструкционную прочность. Этими критериями являются *надежность* и *долговечность*.

Надежность — свойство изделий, выполнять заданные функции, сохраняя эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого времени или сопротивление материала хрупкому разрушению.

Развитие хрупкого разрушения происходит при низких температурах, при наличии трещин, при повышенных остаточных напряжениях, а также при развитии усталостных процессов и коррозии.

Критериями, определяющими надежность, являются температурные пороги хладноломкости, сопротивление распространению трещин, ударная вязкость, характеристики пластичности, живучесть.

Долговечность — способность детали сохранять работоспособность до определенного состояния.

Долговечность определяется усталостью металла, процессами износа, коррозии и другими, которые вызывают постепенное разрушение и не влекут аварийных последствий, т.е. условиями работы.

Критериями, определяющими долговечность, являются усталостная прочность, износостойкость, сопротивление коррозии, контактная прочность.

Общими принципами выбора критериев для оценки конструкционной прочности являются:

- аналогия вида напряженного состояния в испытываемых образцах и изделиях;
- аналогия условий испытания образцов и условий эксплуатации (температура, среда, порядок нагружения);
- аналогия характера разрушения и вида излома в образце и изделии.

Методы исследования структуры

Различают макроструктуру (строение металла или сплава, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении в 30–40 раз) и микроструктуру (строение металла или сплава, наблюдаемое с помощью микроскопа при больших увеличениях).

Макроструктуру можно исследовать *по излому* и на специальных макрошлифах. Изучение излома — наиболее простой метод выявления кристаллического строения металлов (рис. 1.11). По излому можно судить о размере зерна, особенностях выплавки и литья (температуре литья, скорости и равномерности охлаждения сплава и т.д.), термической обработке, а, следовательно, и о неко-

торых свойствах металла. Вид излома используют в качестве критерия при определении склонности стали к хрупкому разрушению.

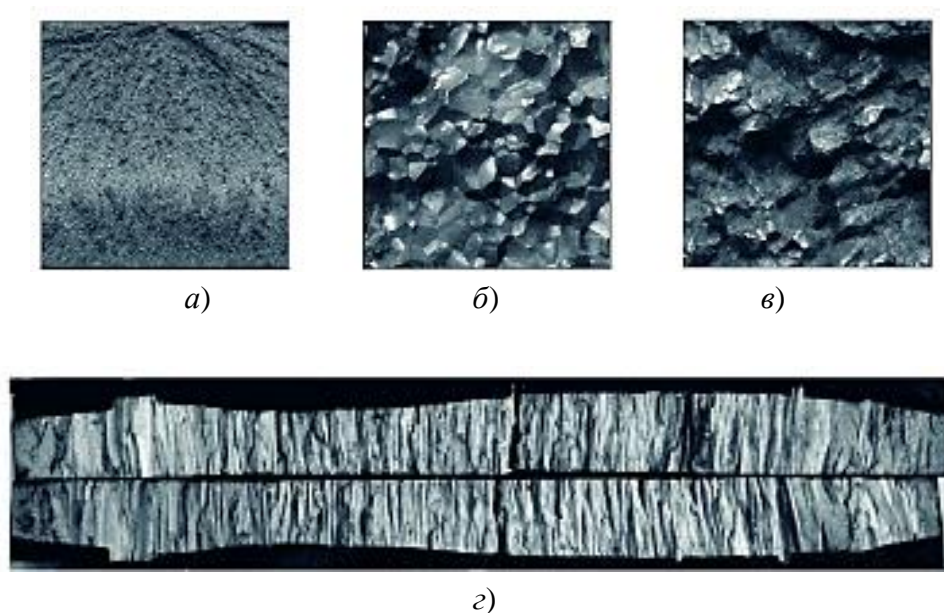


Рис. 1.11. Виды изломов металлов: *a* — вязкий излом; *б* — интеркристаллитный хрупкий излом; *в* — транскристаллитный хрупкий излом; *г* — слоистый излом

Излом (скол) — возникает в результате поочередного разрыва атомных связей (трещина). Изломы бывают вязкими, усталостными и хрупкими.

Вязкий (рис. 1.11, *a*) — результат разрушения металла после пластической деформации (до 50 % и более). Для пластической деформации всегда есть предел, после которого она становится неустойчивой, т.е. локализуется, прекращаясь в остальном объеме. Волокнистый (матовый) излом, «чашечное» микростроение (при разрушении образуются внутренние микрообласти «чашки» которые удлиняются с разрывом перемычек отделяющих их). Малая скорость развития трещины.

Усталостный — вследствие воздействия знакопеременных или пульсирующих нагрузок. При подобном изломе (рис. 1.12), как правило, имеются концентратор — очаг возникновения трещины 1, зона предварительного разрушения со светлой сглаженной поверхностью 2, зона окончательного долома 3, образующаяся в момент окончательного разрушения и имеющая зернистое строение. Концентраторами напряжений чаще всего являются трещины, забоины, риски, неметаллические включения и т.д.

Усталость — это сейчас основной путь разрушения фюзеляжей, вагонов, мостов, шестерен, тросов, рельсов, подшипников.

Хрупкий (рис. 1.11, б, в, г) — без заметной деформации (0,01–0,1 %). Хрупкий излом может быть *крупнозернистым* (говорит о низких механических свойствах металла, крупнозернистая структура получается при литье или при нарушении технологии термообработки (перегрев, рекристаллизационный отжиг)), *мелкозернистым* (говорит о высоких механических свойствах металла (большая работа развития трещины), может наблюдаться у сталей, подвергнутых закалке), *межкристаллическим* (трещина проходит по границам зерен, обычно при выделении по границам зерен частиц хрупкой фазы), *транскристаллическим* (трещина идет по телу зерна), *нафталинистым* и др. Ручьистое строение поверхности излома (хрупкая трещина распространяется по нескольким параллельным плоскостям, ступени между этими плоскостями образуются путем скола или пластического сдвига, ступени сливаются, образуя ручьистый излом). Скорость разрушения близка к скорости звука.

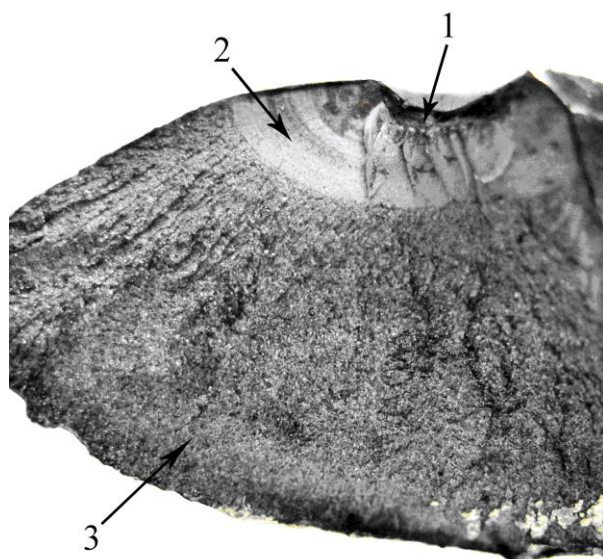


Рис. 1.12. Строение усталостного излома: 1 — зона зарождения усталостной трещины; 2 — зона усталостного развития трещины; 3 — зона окончательного долома

При изучении макроструктуры на специальных макрошлифах (темплетах) образцы вырезают из крупных заготовок (слитков, поковок и т.д.) или изделий, поверхность которых шлифуют, полируют, а затем подвергают травлению специальными реактивами.

При исследовании макрошлифа можно определить: форму и расположение зерен в литом металле, волокна (деформированные кристаллиты) в поковках и штамповках, дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т.д.), химическую неоднородность сплава, вызванную процессом кристаллизации, или созданную термической или химико-термической (цементация, азотирование и т.д.) обработкой (рис. 1.13).

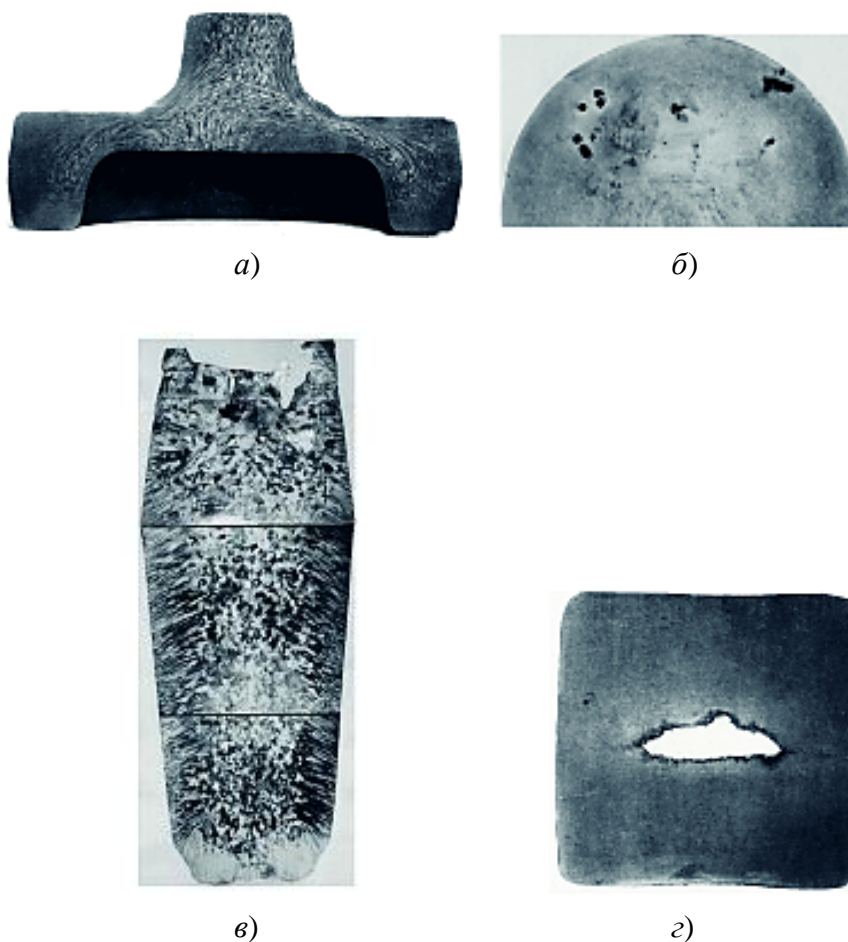


Рис. 1.13. Макроисследование металлов:
a — волокнистая структура после штамповки; *б* — газовые пузыри;
в — структура слитка; *г* — остатки усадочной раковины

Микроструктура показывает взаимное расположение фаз, их форму и размеры.

Для определения микроструктуры из исследуемого металла изготавливают микрошлиф, т.е. небольшой образец, одну из плоскостей которого тщательно шлифуют, полируют и подвергают травлению специальными реактивами.

Микроструктуру металлов наблюдают в микроскопе — оптическом или электронном.

Разрешающая способность оптического микроскопа, т.е. минимальная величина объекта (детали структуры), которая различима с его помощью, не превышает 0,2 мкм (2 000 Å). Полезное увеличение в оптическом микроскопе достигает 2 тыс. раз. Применение больших увеличений бесполезно, так как при этом не становятся видными новые, более мелкие детали структуры, а меняется только масштаб изображения, так как разрешающая способность, определяемая волновой природой света, не меняется.

Для изучения микроструктуры широко применяют электронные микроскопы, разрешающая способность которых значительно выше. Использование электронных лучей, обладающих очень малой длиной волны ((0,04-0,12)·10⁻⁸ см), дает возможность различать детали изучаемого объекта размерами до 2–5 Å, т.е. по своим размерам соответствующие межатомным расстояниям.

Наибольшее распространение нашли просвечивающие электромагнитные микроскопы, в которых поток электронов проходит через изучаемый объект. Получаемое изображение является результатом неодинакового рассеивания электронов на объекте.

Электронный микроскоп позволяет подробно изучать тонкую структуру (субструктуру) металла. Одно из наиболее важных достижений электронной микроскопии — возможность прямого наблюдения дефектов кристаллической структуры. В электронном микроскопе (для предупреждения вторичного излучения, искажающего наблюдаемую картину) часто изучают не металл, а лаковый, кварцевый или, более часто, угольный слепок (или реплику), полученный с поверхности протравленного шлифа (или излома) и воспроизводящий детали его рельефа, обусловленные действительной структурой металла.

Широко применяют и прямой метод исследования *на просвет*. В этом случае исследуют прозрачные для электронов тонкие пленки толщиной ~10² Å, приготовленные из массивных образцов.

В последние годы все шире применяют растровые электронные микроскопы, в которых изображение создается за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся по этой поверхности поток первичных электронов. Растровый микроскоп позволяет изучать непосредственно поверхность (излом) металла, однако разрешающая способность его меньше (250–300 Å), чем просвечивающего электронного микроскопа.

Кристаллическое строение металлов

Различают аморфное и кристаллическое строение тел. В аморфных телах атомы расположены в пространстве хаотически, в кристаллических — закономерно.

Металлические и керамические материалы обычно существуют в виде кристаллов. Кристаллическое строение металлов можно представить в виде атомно-кристаллической структуры.

Под атомно-кристаллической структурой понимается взаимное расположение атомов в кристалле. Кристалл состоит из атомов (ионов), расположенных в определенном порядке, который повторяется в трех измерениях.

Для описания атомно-кристаллической структуры пользуются понятием пространственной или кристаллической решетки.

Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), образующие металл (рис. 1.14).

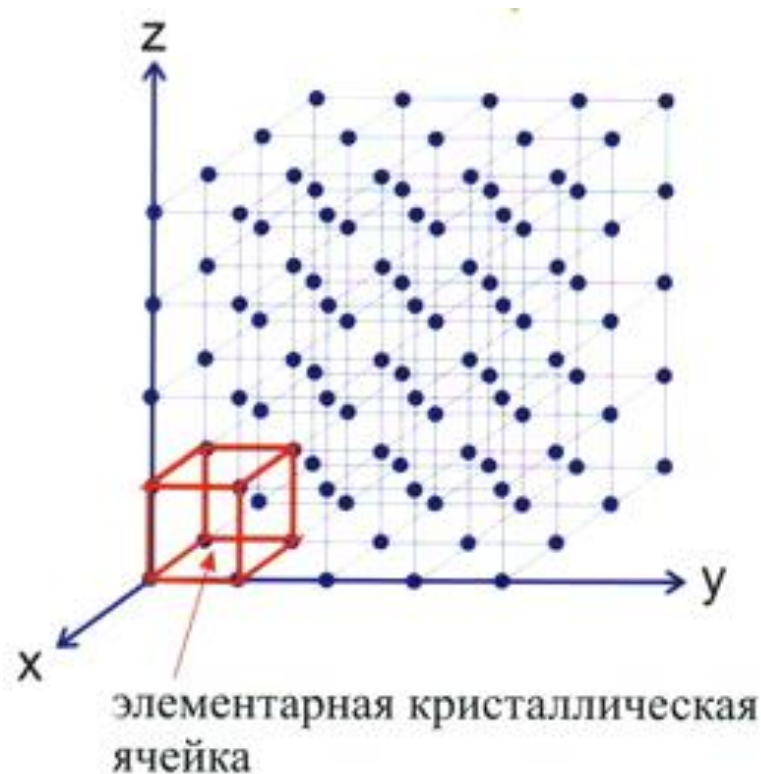


Рис. 1.14. Схема кристаллической решетки

Элементарная ячейка — элемент объема из минимального числа атомов, многократным переносом которого в пространстве можно построить весь кристалл.

Элементарная ячейка характеризует особенности строения кристалла. Основными параметрами кристалла являются:

- размеры ребер элементарной ячейки a, b, c — периоды решетки — расстояния между центрами ближайших атомов. В одном направлении выдерживаются строго определенными;
- углы между осями (α, β, γ) ;
- координационное число (K) — указывает на число атомов, расположенных на ближайшем одинаковом расстоянии от любого атома в решетке;
- базис решетки — количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку решетки;
- плотность упаковки атомов в кристаллической решетке — объем, занятый атомами, которые условно рассматриваются как жесткие шары. Ее определяют как отношение объема, занятого атомами к объему ячейки (для объемно-центрированной кубической решетки — 0,68, для гранецентрированной кубической решетки — 0,74).

Классификация возможных видов кристаллических решеток была проведена французским ученым Огюстом Браве (Auguste Bravais) в 1848 г. Соответственно они получили название «решетки Браве». Всего для кристаллических тел существует 14 видов решеток, разбитых на 7 систем — сингоний (рис. 1.15):

- 1) триклинная: $a \neq b \neq c$ и $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$;
- 2) моноклинная: $a \neq b \neq c$ и $\alpha = \gamma = 90^\circ; \beta \neq 90^\circ$;
- 3) орторомбическая: $a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$;
- 4) гексагональная: $a = b \neq c; \alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ$;
- 5) ромбоэдрическая: $a = b = c; \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$;
- 6) тетрагональная: $a = b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$;
- 7) кубическая: $a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$.

Металлы преимущественно кристаллизуются в одном из трех типов структур: объемно-центрированной кубической (ОЦК) (K, Na, Li, Ta, W, V, Fe $_{\alpha}$, Cr), гранецентрированной кубической (ГЦК) (Cu, Fe $_{\gamma}$, Ni, Ag, Au) или гексагональной плотноупакованной (ГПУ) (Mg, Os, Ti $_{\alpha}$, Ca $_{\alpha}$, Cd, Zn, Co). Многие свойства, особенно механические, зависят от типа структуры.

В ОЦК-структуре атомы располагаются в вершинах и в центре куба (рис. 1.16). Это расположение можно представить себе как совокупность двух взаимопроникающих примитивных кубических решеток. Если рассматривать атомы как жесткие сферы, то они соприкасаются по большим диагоналям.

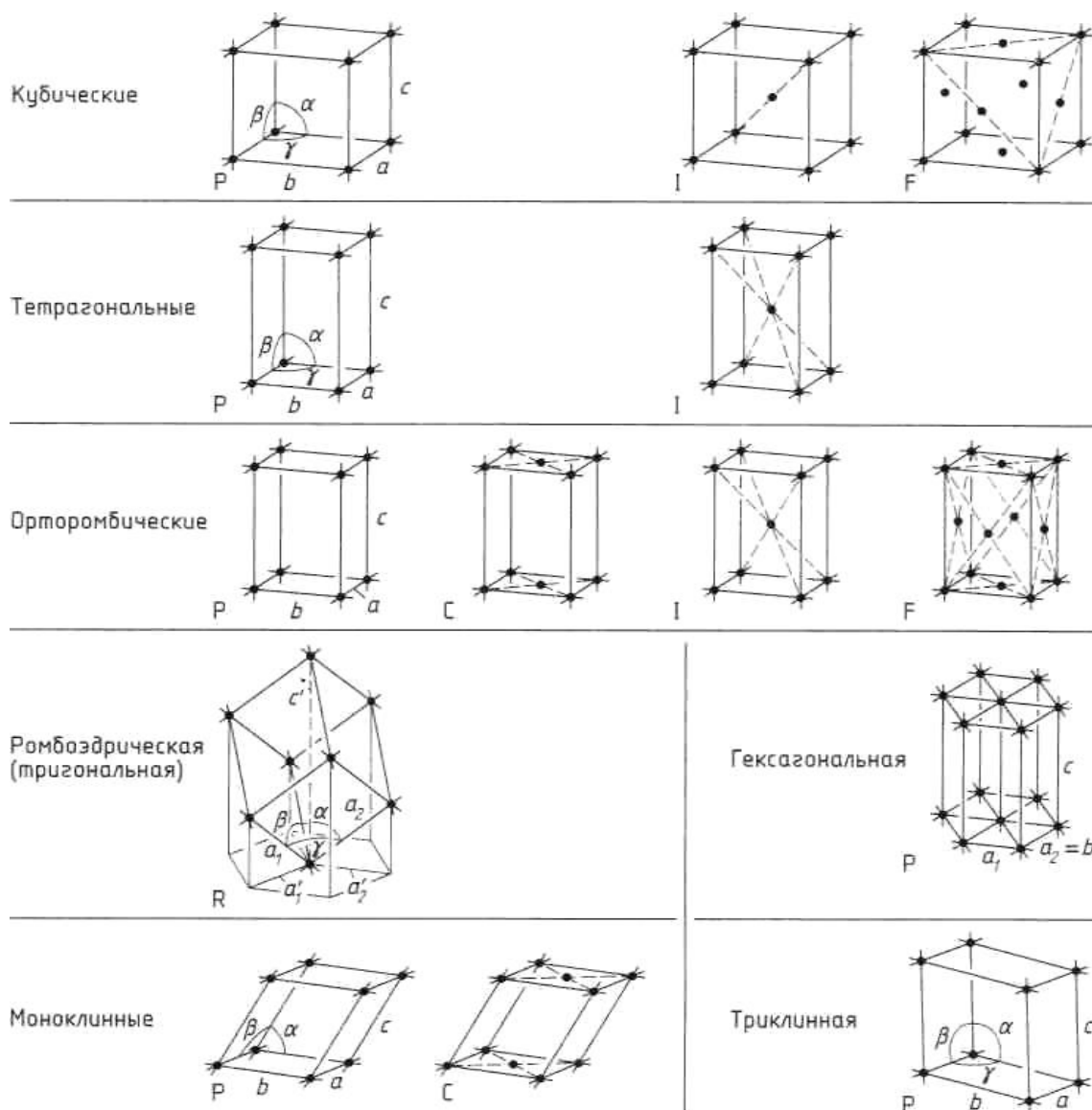


Рис. 1.15. Элементарные ячейки для 14 типов решеток Браве

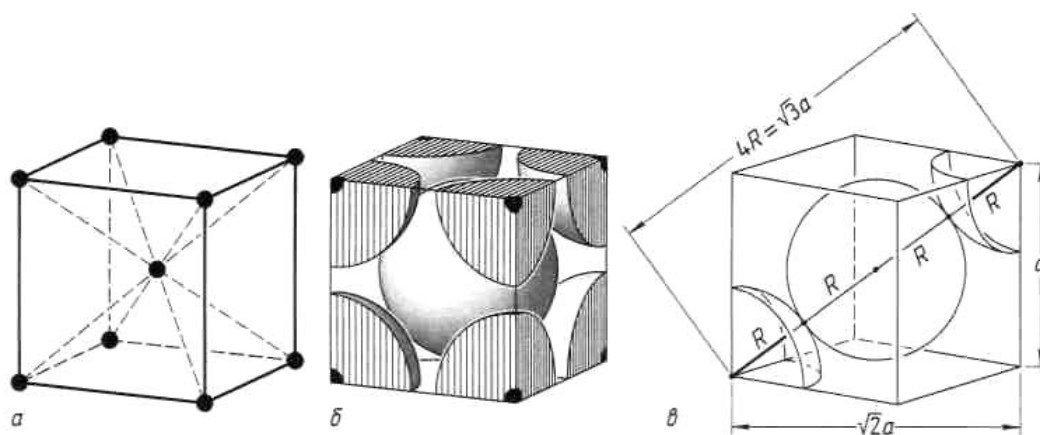


Рис. 1.16. Объемноцентрированная кубическая решетка:
 a — элементарная ячейка; b — то же в шаровом представлении;
 c — атомы касаются вдоль главной линии

В гранецентрированной кубической ячейке атомы располагаются в ее вершинах и в центрах всех граней (рис. 1.17), т.е. ячейка содержит 4 атома, соответствующих 4 взаимопроникающим примитивным кубическим решеткам.

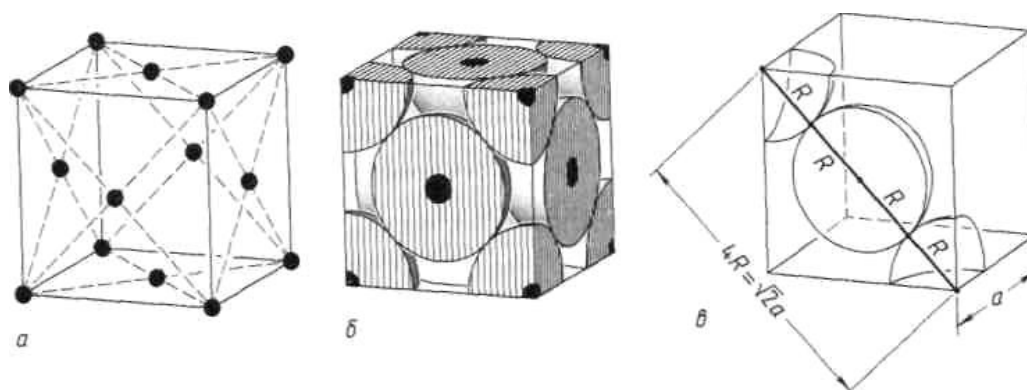


Рис. 1.17. Гранецентрированная кубическая решетка:
a — элементарная ячейка; *б* — элементарная ячейка, заполненная сферами;
в — атомы касаются вдоль направления малой диагонали

По сравнению с объемноцентрированной, кубическая гранецентрированная ячейка характеризуется меньшим количеством, но большим радиусом пустот. Этот факт в существенной мере определяет структуры сплавов.

Гексагональная решетка состоит из плотноупакованных гексагональных слоев. Ось *c* по величине отличается от оси *a* (рис. 1.18). Элементарная ячейка на рис. 1.18, *a* затенена. Она содержит два атома. Чтобы показать наглядно гексагональную симметрию, обычно в качестве структурной единицы рассматривают три ячейки.

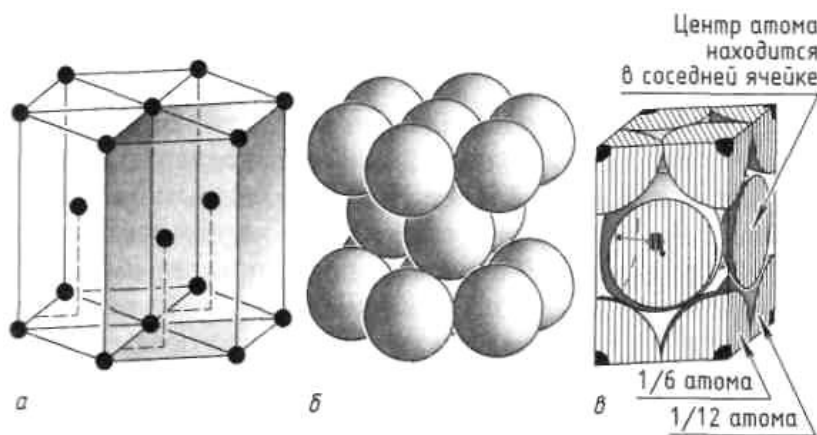


Рис. 1.18. Гексагональная плотноупакованная решетка:
a — утроенная элементарная ячейка; *б* — упаковка сфер;
в — элементарная ячейка, образованная из сфер

Размеры кристаллической решетки характеризуются величинами периодов, под которыми понимают расстояние между ближайшими параллельными атомными плоскостями, образующими элементарную ячейку. Период решетки измеряется в ангстремах ($1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ см}$). Период решетки металлов находится в пределах от 1 до 7 \AA .

Плотность кристаллической решетки, т.е. объем, занятый атомами, которые условно можно рассматривать как жесткие шары, характеризуется координационным числом, под которым понимается число атомов, находящихся на равном или наименьшем расстоянии от данного атома.

В кубической объемно-центрированной элементарной ячейке наименьшее расстояние между атомами соответствует $d = (a\sqrt{3})/2$. На этом расстоянии от данного атома находятся 8 соседей. Следовательно, координационное число для этой решетки соответствует 8 и обозначается $K8$. Коэффициент заполнения ячейки, определяемый как отношение объема, занятого атомами, к объему ячейки, составляет 68 %.

Для гранецентрированной кристаллической решетки координационное число равно 12 ($K12$); каждый атом имеет 12 ближайших соседей на расстоянии $d = (a\sqrt{2})/2$, что соответствует наибольшей плотности упаковки или укладки атомов в виде шаров. Гексагональная плотноупакованная решетка с $c/a = 1,633$ имеет координационное число 12 ($\Gamma12$), что также соответствует наибольшей плотности упаковки шаров.

Гранецентрированная кубическая и гексагональная плотноупакованная решетки — наиболее компактные, в них коэффициент заполнения объема атомами равен 74 %.

Для определения положения атомных плоскостей в кристаллических пространственных решетках пользуются индексами Миллера (W.H. Miller) (h, k, l), представляющими собой три целых рациональных числа. Индексы являются величинами, обратными осевым отрезкам, отсекаемым данной плоскостью на осях координат. Единицы длины вдоль этих осей выбирают равными длинам ребер элементарной решетки.

Каждая плоскость куба (рис. 1.19) пересекает только одну ось, при этом отрезки будут равны $(1, \infty, \infty)$, $(\infty, 1, \infty)$, $(\infty, \infty, 1)$. Обратные величины будут соответственно равны $1, 0, 0$; $0, 1, 0$; $0, 0, 1$. Индексы плоскости h, k, l обычно пишут в скобках: (100) , (010) , (001) .

Нетрудно видеть, что плотность расположения атомов по различным плоскостям неодинаковая. В плоскости (100) — 1 атом $\left(\frac{1}{4} \cdot 4\right)$, в пл. (110) —

2 атома. Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях решетки многие свойства зависят от направления решетки. Подобная неодинаковость свойств монокристалла в разных кристаллографических направлениях называется *анизотропией* (греч. *ánisos* — неравный, *trópos* — направление).

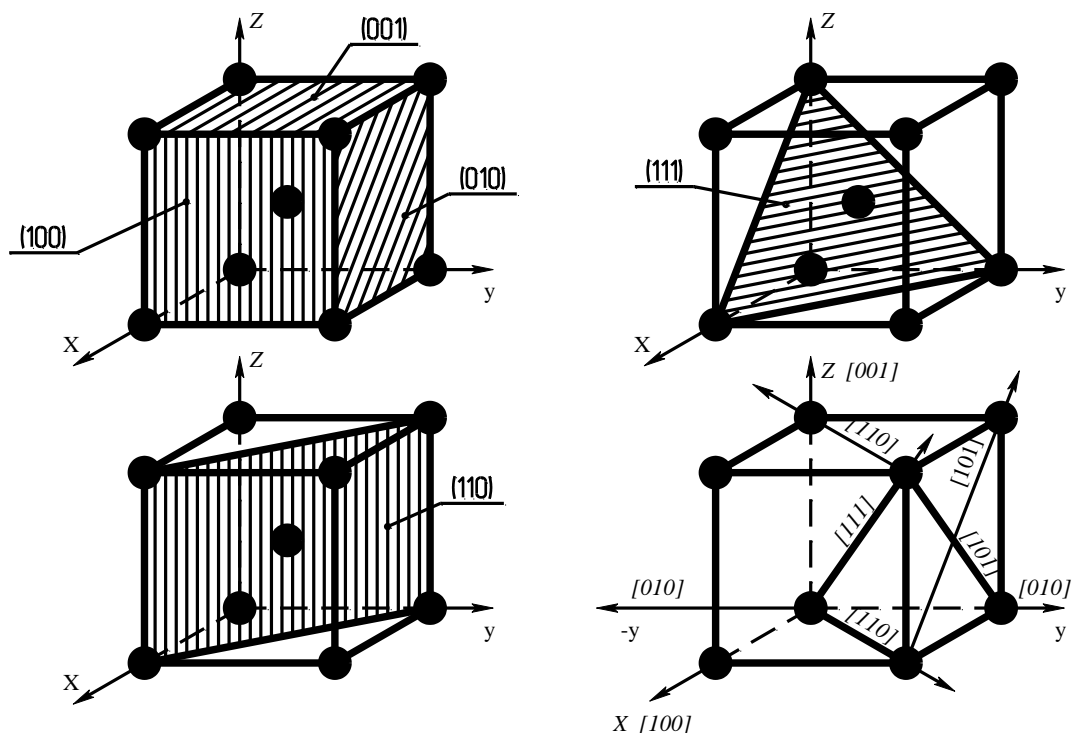


Рис. 1.19. Символы некоторых важнейших узлов, направлений и плоскостей в кубической решетке

Анизотропия металлов

Кристалл — тело анизотропное, в отличие от аморфных тел (стекло, пластмассы и др.), свойства которых не зависят от направления.

Технические металлы являются поликристаллами, т.е. состоят из большого числа анизотропных кристаллитов. В большинстве случаев, как уже указывалось выше, кристаллиты статистически неупорядоченно ориентированы один по отношению к другому, поэтому во всех направлениях свойства более или менее одинаковы, т.е. поликристаллическое тело является изотропным. Такая мнимая изотропность металла не будет наблюдаться, если кристаллиты имеют одинаковую преимущественную ориентировку в каких-то направлениях. Эта ориентированность, или текстура, создается в известной степени, но не полностью в результате значительной холодной деформации; в этом случае поликристаллический металл приобретает анизотропию свойств.

Диффузия

Многие процессы, протекающие в металлах и сплавах, носят диффузионный характер.

Под диффузией понимают перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные.

В основе процесса лежит атомный механизм, при котором каждый атом совершает более или менее случайные блуждания.

Наиболее легко диффузия протекает по поверхности и границам зерен, где сосредоточены дефекты кристаллического строения.

Аллотропия или полиморфные превращения

Способность некоторых металлов существовать в различных кристаллических формах в зависимости от внешних условий (давление, температура) называется *аллотропией* (греч. *állos* — другой, *trópos* — свойство) или *полиморфизмом* (греч. *polýmorphos* — многообразный).

Каждый вид решетки представляет собой *аллотропическое видоизменение* или *модификацию*.

Примером аллотропического видоизменения в зависимости от температуры является железо.

Превращение одной модификации в другую протекает при постоянной температуре и сопровождается тепловым эффектом. Видоизменения элемента обозначаются буквами греческого алфавита α , β , γ и др. в виде индекса у основного обозначения металла, например, Fe_α и Fe_γ .

Примером аллотропического видоизменения, обусловленного изменением давления, является углерод: при низких давлениях образуется графит, а при высоких — алмаз.

Используя явление полиморфизма, можно упрочнять и разупрочнять сплавы при помощи термической обработки.

Магнитные превращения

Некоторые металлы намагничиваются под действием магнитного поля. После удаления магнитного поля они обладают остаточным магнетизмом. Это явление впервые обнаружено на железе и получило название ферромагнетизма. К ферромагнетикам относятся железо, кобальт, никель и некоторые другие металлы.

При нагреве ферромагнитные свойства металла уменьшаются постепенно: вначале слабо, затем резко и при определенной температуре (точка Кюри

(*Pierre Curie*) исчезают (точка Кюри для железа — 768 °С). Выше этой температуры металлы становятся парамагнетиками. Магнитные превращения не связаны с изменением кристаллической решетки или микроструктуры, они обусловлены изменениями в характере межэлектронного взаимодействия.

Дефекты кристаллического строения

В кристаллах всегда присутствуют дефекты. Структура реальных кристаллов содержит гораздо большее, чем равновесное, количество дефектов, поскольку механизмы установления равновесия в них отсутствуют. Различают типы дефектов, которые проще всего классифицировать в соответствии с их размерностью: точечные (нульмерные), линейные (одномерные) и поверхностные (двухмерные). Именно наличие дефектов определяет свойства материалов и, в частности, делает металлы наиболее важными материалами.

Точечные дефекты. Эти дефекты малы во всех трех измерениях и размеры их не превышают нескольких атомных диаметров. К ним относятся вакансии (узлы в кристаллической решетке, свободные от атомов), междоузельные атомы (атомы, находящиеся вне узлов кристаллической решетки), а также примесные атомы, которые могут или замещать атомы основного металла (примеси замещения), или внедряться в наиболее свободные места решетки (поры или междоузлия) аналогично междоузельным атомам (примеси внедрения) (рис. 1.20).

Вакансии чаще образуются в результате перехода атомов из узлов решетки на поверхность (границу зерна, пустоты, трещины и т.д.) или их полного испарения, с поверхности кристалла и реже в результате перехода в междоузлие. В кристалле всегда имеются атомы, кинетическая энергия которых значительно выше средней, свойственной данной температуре нагрева. Такие атомы, особенно расположенные вблизи поверхности, могут выйти на поверхность кристалла, а их место займут атомы, находящиеся дальше от поверхности, а принадлежавшие им узлы окажутся свободными, т.е. возникнут тепловые вакансии. С повышением температуры концентрация вакансий возрастает. Количество вакансий при температуре, близкой к плавлению, может достигать 1 % по отношению к числу атомов в кристалле. Быстрым охлаждением от данной температуры можно зафиксировать эти вакансии при нормальной температуре (закалка вакансий).

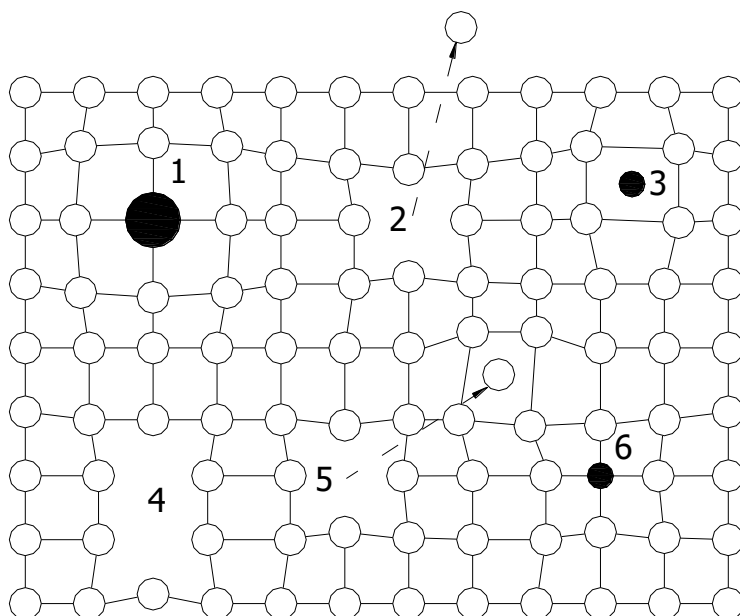


Рис. 1.20. Различные типы дефектов в кристаллах: 1 — примесный атом замещения; 2 — вакансия; 3 — примесный атом внедрения; 4 — дивакансия (дефект Шоттки (*Walter Hermann Schottky*)); 5 — дефект Френкеля (вакансия и междоузельный атом); 6 — примесный атом замещения

Вакансии образуются и в процессе пластической деформации, а также при бомбардировке металла атомами или частицами высоких энергий (облучение в циклотроне или нейтронное облучение в ядерном реакторе).

Междоузельные атомы (дефекты Френкеля). Эти дефекты образуются в результате перехода атома из узла решетки в междоузлие. На месте атома, вышедшего из узла решетки в междоузлие, образуется вакансия.

В плотноупакованных решетках, характерных для большинства металлов, энергия образования междоузельных атомов в несколько раз больше энергии образования тепловых вакансий. Вследствие этого в металлах очень трудно возникают междоузельные атомы, и тепловые вакансии в таких кристаллах являются основными точечными дефектами. Например, в меди при 1 000 °С концентрация междоузельных атомов на 35 порядков меньше концентрации вакансий.

Точечные несовершенства кристаллической решетки появляются и в результате действия атомов примесей, которые, как правило, присутствуют даже в самом чистом металле.

Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической решетки (рис. 1.20). Смещения (релаксация) вокруг вакансий возникают только в первых двух слоях соседних атомов и составляют доли межатомного расстоя-

ния. Вокруг междоузельного атома в плотноупакованных решетках смещение соседей значительно больше, чем вокруг вакансий.

Точечные дефекты (Шоттки и Френкеля) оказывают влияние на некоторые физические свойства металла (электропроводность, магнитные свойства и др.) и определяют процессы диффузии в металлах и сплавах.

Точечные дефекты образуются в результате повышения температуры, пластической деформации.

Линейные дефекты. Имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем. Они называются дислокациями.

Априорное представление о дислокациях впервые использовано в 1934 г. Е. Орована (Egon Orowan) и Ж. Тейлором (Geoffrey Ingram Taylor) при исследовании пластической деформации кристаллических материалов, для объяснения большой разницы между практической и теоретической прочностью металла.

Дислокации — это дефекты кристаллического строения, представляющие собой линии, вдоль и вблизи которых нарушено характерное для кристалла правильное расположение атомных плоскостей.

Простейшие виды дислокаций — краевые и винтовые.

Краевая дислокация (рис. 1.21) представляет собой линию, вдоль которой обрывается внутри кристалла край «лишней» полуплоскости. Неполная плоскость называется *экстраплоскостью*.

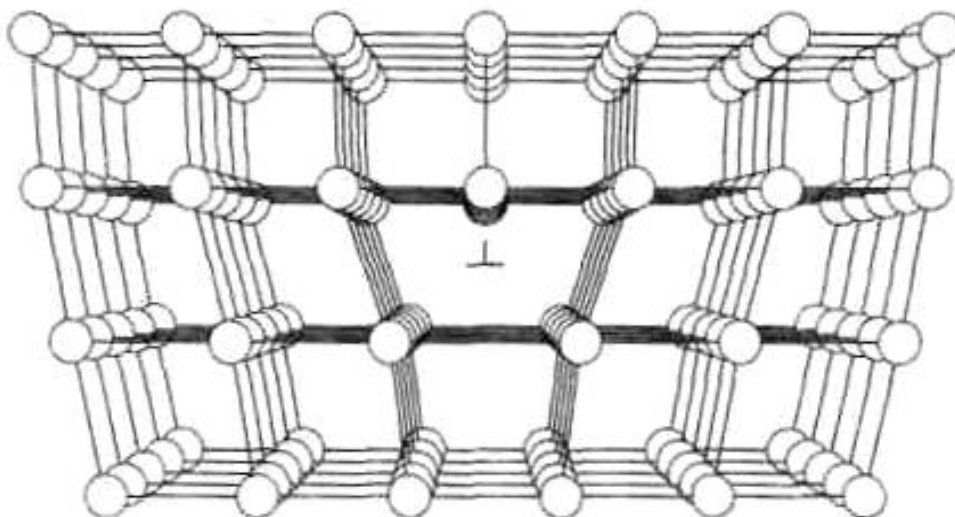


Рис. 1.21. Расположение атомов вокруг краевой дислокации

Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют *положительной*, а если в нижней, то *отрицательной*. Различие между положительной и отрицательной дислокацией чисто условное. Перево-

рачивая кристалл, мы превращаем отрицательную дислокацию в положительную. Знак дислокации важен при анализе их взаимодействия.

Кроме краевых различают еще *винтовые дислокации* (рис. 1.22). Винтовые дислокации в отличие от краевых располагаются параллельно направлению сдвига. При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности.

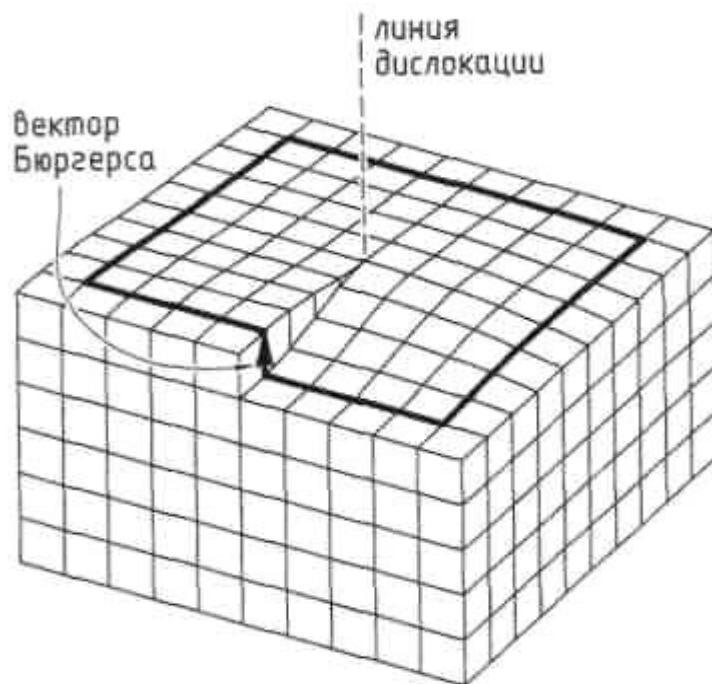


Рис. 1.22. Винтовая дислокация

Дислокация характеризуется линейным элементом и вектором Бюргерса (*Johannes Martinus Burgers*). Линейный элемент — это единичный вектор, направленный по касательной к линии дислокации. Вектор Бюргерса по длине и направлению совпадает с вектором, на который смещаются части кристалла над и под плоскостью движения дислокации по отношению друг к другу.

Дислокации окружены полями упругих напряжений, вызывающих искажение кристаллической решетки. В краевой дислокации выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше нормальных, а ниже края — больше.

Дислокации образуются в процессе кристаллизации металлов из группы вакансий, а также в процессе пластической деформации и фазовых превращений.

Силовые поля дислокаций взаимодействуют между собой. Если дислокации, расположенные в одной плоскости скольжения, обладают одинаковым знаком, то они отталкиваются одна от другой. Если разного, то притягиваются.

Сближение дислокаций разного знака приводит к их взаимному уничтожению (аннигиляции).

Дислокации не могут обрываться внутри кристаллита. Они могут прерываться на других дислокациях или на границах раздела (границы зерен, поверхность кристалла и т.д.). В связи с этим внутри кристалла дислокации образуют замкнутые петли или взаимосвязанные сетки.

Важной характеристикой дислокации является плотность. Под плотностью дислокаций ρ понимают суммарную длину дислокаций $\sum l$, приходящуюся на единицу объема V кристалла, см^{-2} :

$$\rho = \frac{\sum l}{V}.$$

Плотность дислокации экспериментально определяют путем подсчета числа выходов дислокаций, пересекающих единицу площади металлографического шлифа. При травлении металлографического шлифа на его поверхности можно выявить ямки или точки, соответствующие выходу дислокаций.

Плотность дислокаций определяют также, непосредственно изучая структуру тонких пленок металла «на просвет» в электронном микроскопе.

Использование теории дислокаций позволило объяснить большое расхождение между теоретической и фактической прочностью металлов. Теоретическая прочность должна быть пропорциональна произведению сил межатомной связи на число атомов в сечении кристалла.

Расчетное усилие для смещения одной части кристалла относительно другой оказалось на 2–3 порядка выше фактически затрачиваемого при пластической деформации металла. Так, теоретическая прочность железа составляет около 13 000 МПа, а фактическая — всего 250 МПа.

Такое расхождение теоретической и фактической прочности объясняется тем, что деформация происходит не путем одновременного смещения целых атомных плоскостей, а за счет постепенного перемещения дислокаций. Пластический сдвиг является следствием постепенного перемещения дислокаций в плоскости сдвига. Распространение скольжения по плоскости скольжения происходит последовательно. Каждый элементарный акт перемещения дислокации из одного положения в другое совершается путем разрыва лишь одной вертикальной атомной плоскости. Для перемещения дислокаций требуется значительно меньшее усилие, чем для жесткого смещения одной части кристалла от-

носителем другой в плоскости сдвига. При движении дислокации вдоль направления сдвига через весь кристалл происходит смещение верхней и нижней его частей на одно межатомное расстояние. В результате перемещения дислокация выходит на поверхность кристалла и исчезает. На поверхности остается ступенька скольжения.

В качестве аналогии движения дислокаций можно указать способы перемещения таких представителей животного мира, как дождевой червь или гусеница. Они скользят по поверхности земли, последовательно перемещая участки своего тела. При этом участки, через которые прошла волна возмущения, восстанавливают исходную форму. В случае пластического сдвига позади переместившейся дислокации атомная структура верхних и нижних слоев восстанавливает свою исходную конфигурацию (рис. 1.23).

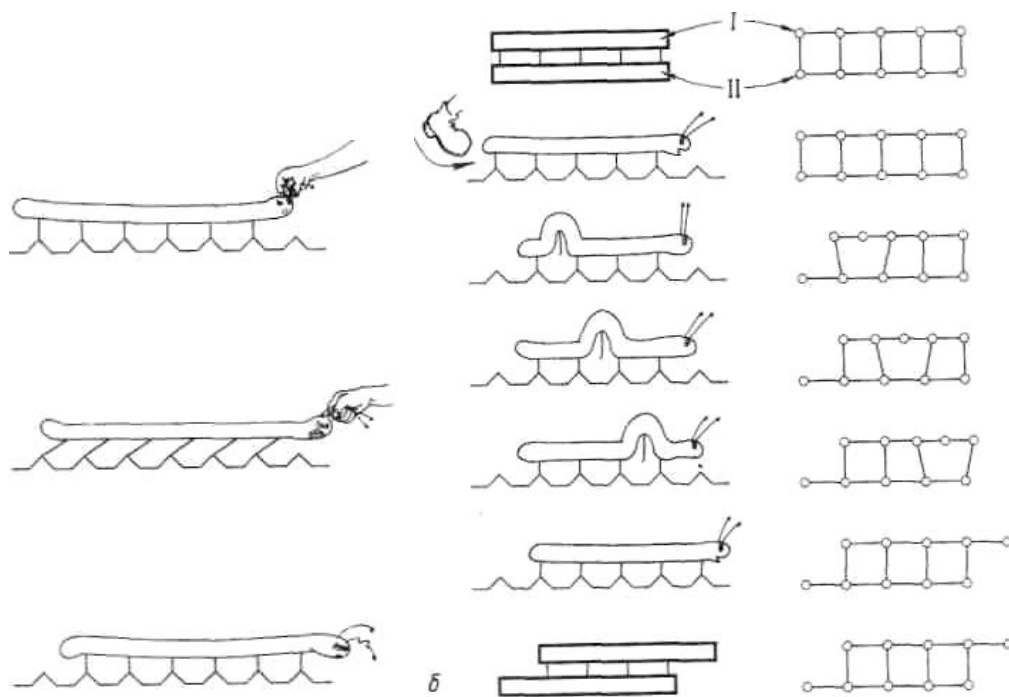


Рис. 1.23. Схема движения дислокации

Дислокации легко перемещаются в направлении, перпендикулярном экстраплоскости. Чем легче перемещаются дислокации, тем ниже прочность металла, тем легче идет пластическая деформация.

Пластическая деформация кристаллических тел связана с количеством дислокаций, их шириной, подвижностью, степенью взаимодействия с дефектами решетки и т.д. Характер связи между атомами влияет на пластичность кристаллов. Так, в неметаллах с их жесткими направленными связями дислокации очень узкие, они требуют больших напряжений для старта — в 10^3 раз больше,

чем для металлов. В результате хрупкое разрушение в неметаллах наступает раньше, чем сдвиг.

Таким образом, причиной низкой прочности реальных металлов является наличие в структуре материала дислокаций и других несовершенств кристаллического строения.

Плотность дислокаций изменяется в широких пределах и зависит от состояния материала. После тщательного отжига плотность дислокаций составляет 10^5 – 10^7 см⁻², в кристаллах с сильно деформированной кристаллической решеткой плотность дислокаций достигает 10^{15} – 10^{16} см⁻².

Плотность дислокации в значительной мере определяет пластичность и прочность материала (рис. 1.24).

Минимальная прочность определяется критической плотностью дислокаций $\rho = 10^5$ – 10^7 см⁻².

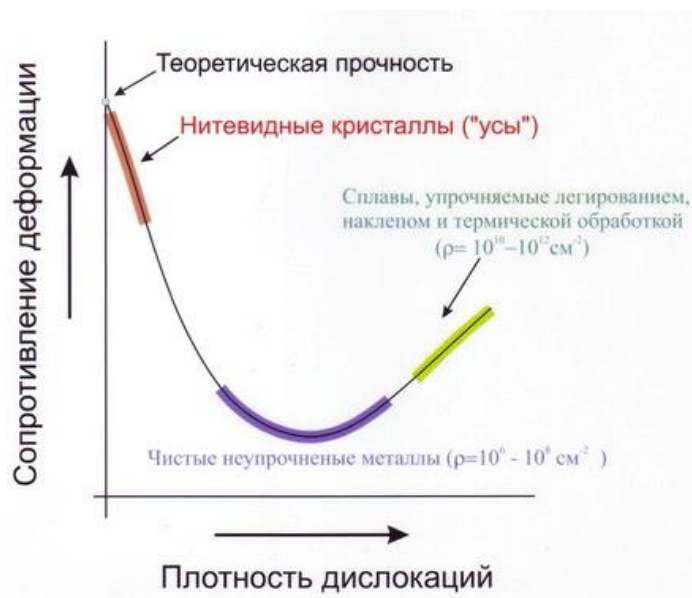


Рис. 1.24. Влияние плотности дислокаций на прочность

Повышение прочности достигается созданием металла с бездефектной структурой, а также повышением плотности дислокаций, затрудняющим их движение. В настоящее время созданы кристаллы без дефектов — нитевидные кристаллы длиной до 2 мм, толщиной 0,5–20 мкм — «усы» с прочностью, близкой к теоретической: для железа $\sigma_s = 13\,000$ МПа, для меди $\sigma_s = 30\,000$ МПа. При упрочнении металлов увеличением плотности дислокаций она не должна превышать значений 10^{15} – 10^{16} м⁻². В противном случае образуются трещины.

Дислокации влияют не только на прочность и пластичность, но и на другие свойства кристаллов. С увеличением плотности дислокаций возрастает

внутреннее напряжение, изменяются оптические свойства, повышается электропроводность металла. Дислокации увеличивают среднюю скорость диффузии в кристалле, ускоряют старение и другие процессы, уменьшают химическую стойкость, поэтому в результате обработки поверхности кристалла специальными веществами в местах выхода дислокаций образуются ямки.

Поверхностные дефекты. Эти дефекты малы только в одном измерении. К ним относятся дефекты упаковки, двойниковые границы, границы зерен и внешние поверхности кристалла. Под дефектами упаковки подразумевают локальные изменения расположения плотноупакованных плоскостей в кристалле. Они представляют собой поверхности раздела между отдельными зернами или их блоками (субзернами) поликристаллического металла.

Каждое зерно металла состоит из отдельных блоков, или субзерен, образующих так называемую мозаичную структуру, или субструктуру (рис. 1.25).

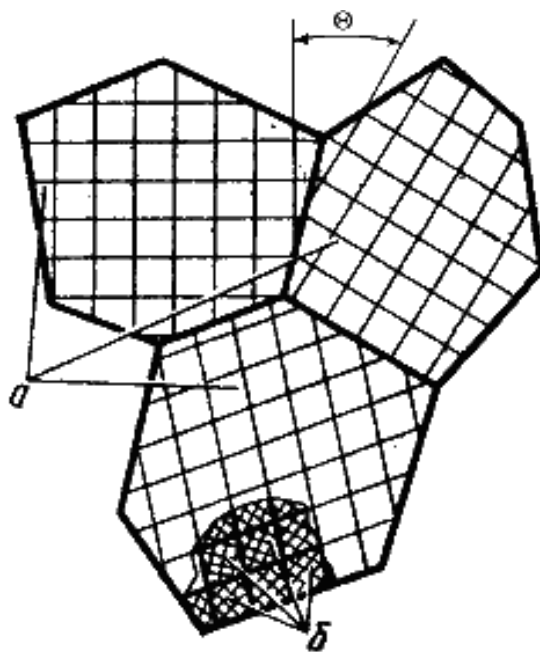


Рис. 1.25. Разориентация зерен и блоков в металле

Размеры зерен составляют до 1 000 мкм. Углы разориентации θ составляют от нескольких десятков градусов (малоугловые границы) до нескольких градусов или нескольких их десятков (высокоугловые границы).

Граница между зернами представляет собой тонкую в 5–10 атомных диаметров поверхностную зону с максимальным нарушением порядка в расположении атомов.

Строение переходного слоя способствует скоплению в нем дислокаций. На границах зерен повышена концентрация примесей, которые понижают поверхностную энергию. Однако и внутри зерна никогда не наблюдается идеального строения кристаллической решетки.

Имеются участки, разориентированные один относительно другого на несколько градусов. Эти участки называются *фрагментами*. Процесс деления зерен на фрагменты называется *фрагментацией* или *полигонизацией*.

В свою очередь, каждый фрагмент состоит из блоков размерами менее 10 мкм, разориентированных на угол менее одного градуса. Такую структуру называют *блочной* или *мозаичной*.

В пределах каждого блока, или субзерна, решетка почти идеальная, если не учитывать точечных несовершенств. Размеры блоков, или субзерен, оказывают большое влияние на свойства металла.

Одним из видов дефектов являются так называемые *двойники*. Двойникованием, т.е. образованием двойников, называют симметричную переориентацию областей кристаллической решетки. Решетка внутри двойниковой прослойки является зеркальным отображением решетки в остальной части кристалла.

К объемным (трехмерным) дефектам относятся такие, которые имеют размеры в трех измерениях: макроскопические трещины, поры и т.д.

Процесс кристаллизации металлов

Всякое вещество может находиться в трех агрегатных состояниях: твердом, жидком и газообразном. Переход из одного состояния в другое происходит при определенной температуре, называемой соответственно температурой плавления, кристаллизации, кипения или сублимации.

Этот переход происходит при определенных условиях — температуре и давлении. При атмосферном давлении, характерном для большинства производственных процессов, основным параметром перехода является температура.

По мере увеличения температуры твердого тела растет подвижность атомов в узлах решетки, амплитуда колебаний увеличивается, и при достижении определенной температуры, называемой температурой плавления, атомы вырываются из узлов и решетка разрушается с образованием жидкой фазы. Температура плавления — важная константа, и информация о ней входит во все справочники: температура плавления ртути $-38,9$ °С; олова 232 °С; цинка 419 °С; алюминия 660 °С; меди $1\ 085$ °С; железа $1\ 536$ °С и т.д. до температуры плавления вольфрама $3\ 410$ °С.

Противоположная картина наблюдается при охлаждении жидкости и ее последующем затвердевании. При охлаждении жидкости, наоборот, подвижность атомов падает, и вблизи температуры плавления образуются группировки атомов, в которых атомы упакованы как в кристаллах. Эти группировки являются центрами кристаллизации или зародышами, на которых впоследствии нарастает слой кристаллов. При достижении температуры плавления-затвердевания вновь образуется кристаллическая решетка, и металл переходит в твердое состояние.

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется *кристаллизацией*.

Рассмотрим термодинамические условия кристаллизации. Энергетическое состояние любой системы характеризуется определенным запасом внутренней энергии, которая складывается из энергии движения молекул, атомов, электронов, внутриядерной энергии, энергии упругих искажений кристаллической решетки и других видов энергии.

Согласно второму закону термодинамики всякая система стремится к минимальному значению свободной энергии. Любой самопроизвольно текущий процесс идет только в том случае, если новое состояние более устойчиво, т.е. обладает меньшим запасом свободной энергии.

Процесс кристаллизации подчиняется этому же закону. Металл затвердевает, если меньшей свободной энергией обладает твердое состояние, и плавится в том случае, когда меньшей свободной энергией обладает жидкое состояние.

С изменением внешних условий свободная энергия изменяется по сложному закону различно для жидкого и кристаллического состояний. Характер изменения свободной энергии F жидкого и твердого состояний с изменением температуры показан на рис. 1.26.

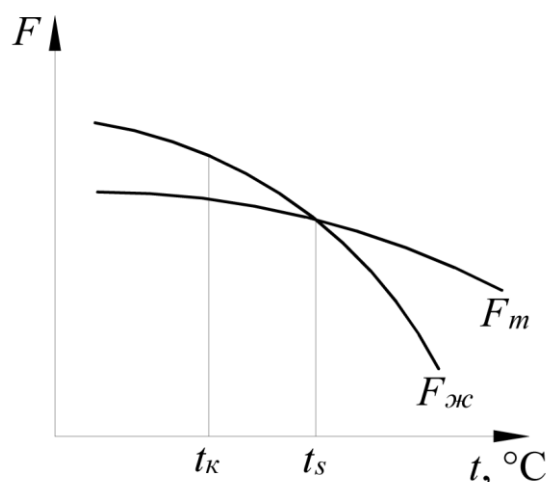


Рис. 1.26. Изменение свободной энергии в зависимости от температуры

В соответствии с этой схемой выше температуры t_s меньшей свободной энергией обладает жидкая фаза, поэтому вещество должно находиться в жидком состоянии, а ниже t_s — в твердом.

При температуре, равной t_s , жидкая и твердая фаза обладают одинаковой энергией, металл в обоих состояниях находится в равновесии, поэтому две фазы могут существовать одновременно бесконечно долго. Температура t_s называется *равновесной* или *теоретической температурой кристаллизации*.

Для начала процесса кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе и сопровождался уменьшением свободной энергии системы. Это возможно при охлаждении жидкости ниже температуры t_s . Температура, при которой практически начинается кристаллизация, называется *фактической температурой кристаллизации* t_k .

Охлаждение жидкости ниже равновесной температуры кристаллизации называется *переохлаждением*, которое характеризуется *степенью переохлаждения* (Δt):

$$\Delta t = t_s - t_k.$$

Степень переохлаждения зависит от природы металла, от степени его загрязненности (чем чище металл, тем больше степень переохлаждения), от скорости охлаждения (чем выше скорость охлаждения, тем больше степень переохлаждения).

Процесс перехода металла из жидкого состояния в кристаллическое можно изобразить кривыми в координатах время-температура (рис. 1.27).

При достижении температуры кристаллизации на кривой температура — время появляется горизонтальная площадка, так как отвод тепла компенсируется выделяющейся при кристаллизации скрытой теплотой кристаллизации. Скорость v_1 на рис. 1.27 соответствует теоретической температуре кристаллизации. В реальных металлах, как уже было сказано выше, для начала процесса кристаллизации необходимо переохлаждение ниже равновесной температуры (кривая v_2 , рис. 1.27). У некоторых металлов из-за большого переохлаждения скрытая теплота плавления выделяется в первый момент кристаллизации настолько бурно, что температура скачкообразно повышается (рис. 1.27, кривая v_3).

Еще Д. К. Черновым было установлено, что процесс кристаллизации состоит из двух элементарных процессов: 1 — зарождения центров кристаллизации; 2 — роста кристаллов из этих центров.

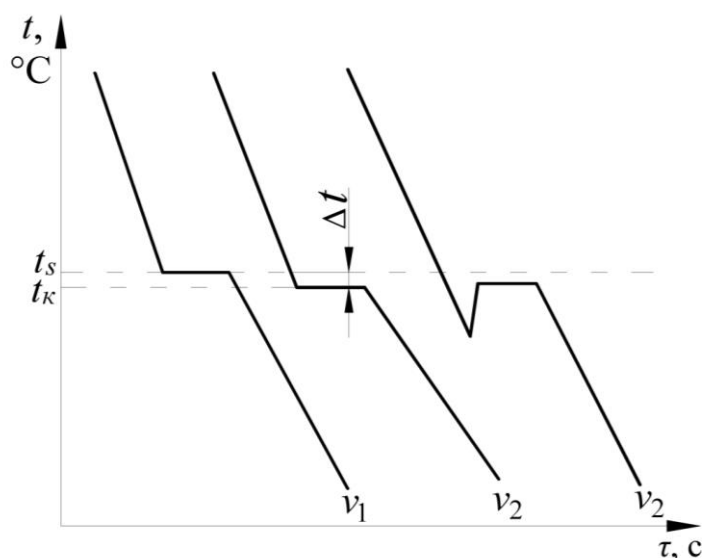


Рис. 1.27. Кривые охлаждения при кристаллизации металла

Еще Д. К. Черновым было установлено, что процесс кристаллизации состоит из двух элементарных процессов: 1 — зарождения центров кристаллизации; 2 — роста кристаллов из этих центров.

Центры кристаллизации (зародыши) — это появляющиеся в жидкости области правильного закономерного расположения атомов.

Минимальный размер способного к росту зародыша называется *критическим размером*, а зародыш — устойчивым.

Переход из жидкого состояния в кристаллическое требует затрат энергии на образование поверхности раздела жидкость-кристалл. Процесс кристаллизации будет осуществляться, когда выигрыш от перехода в твердое состояние больше потери энергии на образование поверхности раздела. Зародыши с размерами, равными и большими критического, растут с уменьшением энергии и поэтому способны к существованию.

Центры кристаллизации образуются в исходной фазе независимо друг от друга в случайных местах. Сначала кристаллы имеют правильную форму, но по мере столкновения и срастания с другими кристаллами форма нарушается. Рост продолжается в направлениях, где есть свободный доступ питающей среды. После окончания кристаллизации имеем поликристаллическое тело.

Схема последовательных этапов процесса затвердевания приведена на рис. 1.28.

Процесс вначале ускоряется, пока столкновение кристаллов не начинает препятствовать их росту. Объем жидкой фазы, в которой образуются

кристаллы, уменьшается. После кристаллизации 50 % объема металла скорость кристаллизации будет замедляться.

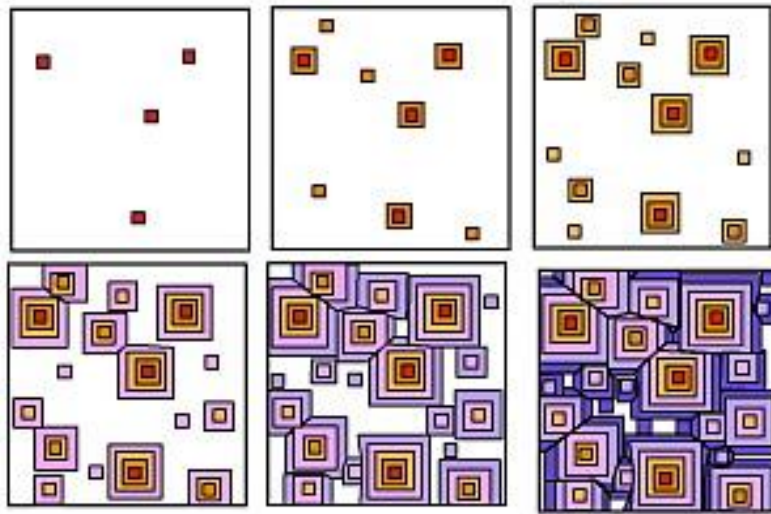


Рис. 1.28. Схема процессов кристаллизации

Таким образом, процесс кристаллизации состоит из образования центров кристаллизации и роста кристаллов из этих центров.

В свою очередь, число центров кристаллизации (*ЧЦ*) и скорость роста кристаллов (*СК*) зависят от степени переохлаждения (рис. 1.29) Δt .

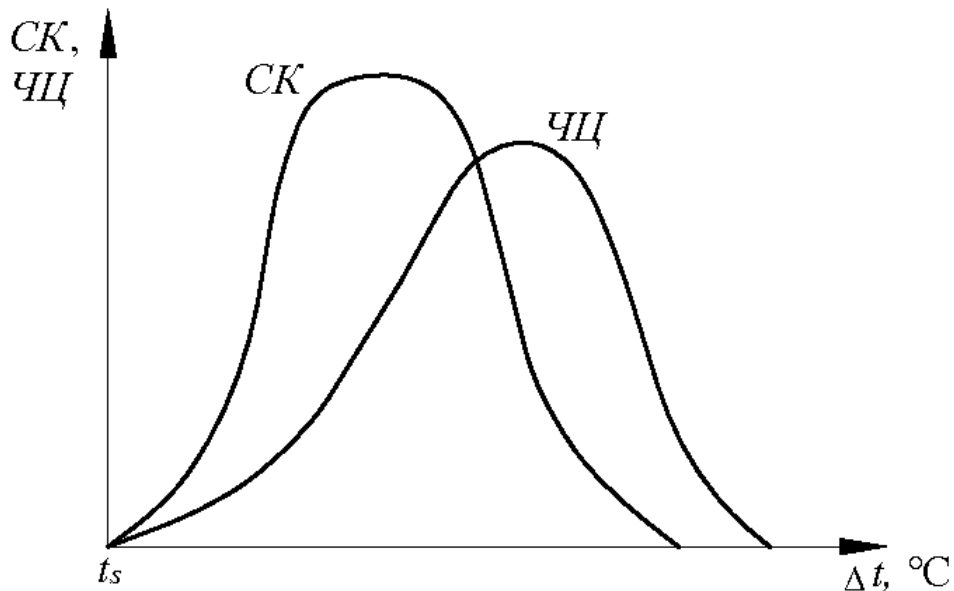


Рис. 1.29. Зависимость числа центров кристаллизации (*ЧЦ*) и скорости роста кристаллов (*СК*) от степени переохлаждения

Размеры образовавшихся кристаллов зависят от соотношения числа образовавшихся центров кристаллизации и скорости роста кристаллов при температуре кристаллизации.

При равновесной температуре кристаллизации t_s число образовавшихся центров кристаллизации и скорость их роста равняются нулю, поэтому процесса кристаллизации не происходит.

При небольшой степени переохлаждения появляется n_1 центров кристаллизации за 1 с. За следующую секунду появится n_1 новых центров, а появившееся ранее подрастут на какую-то величину во всех направлениях. За следующую секунду еще n_1 центров. Этот процесс будет продолжаться до столкновения растущих кристаллов и полного исчерпания жидкости. При малом числе центров кристаллы успевают вырасти до значительной величины прежде, чем столкнутся. Возникает крупнозернистая структура металла.

Если степень переохлаждения велика, то появится n_2 центров кристаллизации. Так как $n_2 > n_1$, получится мелкозернистая структура.

При большой степени переохлаждения число центров кристаллизации уменьшается. Это связано с тем, что при уменьшении температуры подвижность атомов тоже уменьшается, и они не могут присоединиться к имеющемуся центру.

При очень большой степени переохлаждения подвижность атомов равна нулю, поэтому центры кристаллизации не возникают. Охлаждение с огромными скоростями приводит к «замораживанию» жидкого состояния. Атомы, утратив подвижность, остаются на своих местах, т.е. расположены неупорядоченно, хаотично. Но металл становится твердым. Это аморфное состояние металла, состояние переохлажденной загустевшей жидкости.

Строение слитка

Реально протекающий процесс кристаллизации усложняется действием различных факторов, столь сильно влияющих на процесс, что роль степени переохлаждения может стать второстепенной.

При кристаллизации из жидкого состояния для скорости течения процесса и для формы образующихся кристаллов первостепенное значение приобретают такие факторы, как скорость и направление отвода тепла, наличие нерастворившихся частиц (которые могут служить готовыми центрами кристаллизации), конвекционных токов жидкости и т.д.

Сочетание влияния этих привнесенных факторов с общими законами кристаллизации и определяет особенности строения стального слитка.

Схема стального слитка, данная Д.К. Черновым, представлена на рис. 1.30.

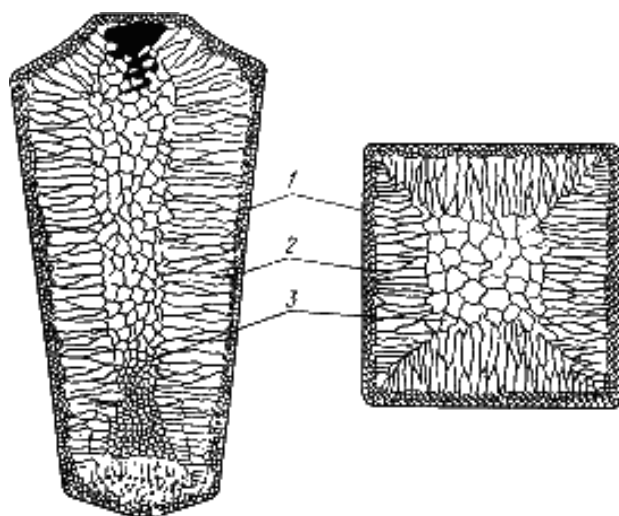


Рис. 1.30. Схема стального слитка

Слиток состоит из трех зон:

- 1) мелкокристаллическая корковая зона;
- 2) зона столбчатых кристаллов;
- 3) внутренняя зона равноосных кристаллов.

Кристаллизация корковой зоны идет в условиях максимального переохлаждения. Скорость кристаллизации определяется большим числом центров кристаллизации. Образуется мелкозернистая структура.

Жидкий металл под корковой зоной находится в условиях меньшего переохлаждения. Число центров ограничено и процесс кристаллизации реализуется за счет их интенсивного роста до большого размера.

Рост кристаллов во второй зоне имеет направленный характер. Они растут перпендикулярно стенкам изложницы, образуются древовидные кристаллы — дендриты (рис. 1.31). Растут дендриты с направлением, близким к направлению теплоотвода.

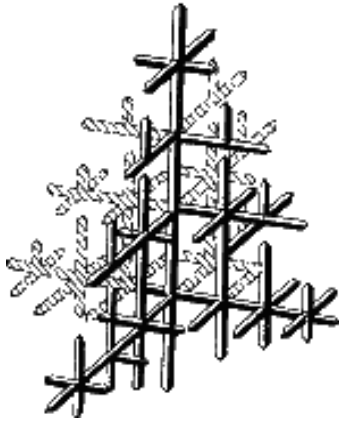


Рис. 1.31. Схема дендрита по Д. К. Чернову

Так как теплоотвод от незакристаллизовавшегося металла в середине слитка в разные стороны выравнивается, то в центральной зоне образуются крупные дендриты со случайной ориентацией.

Зоны столбчатых кристаллов в процессе кристаллизации стыкуются, это явление называется *транскристаллизацией*.

Для малопластичных металлов и для сталей это явление нежелательное, так как при последующей прокатке, ковке могут образовываться трещины в зоне стыка.

В верхней части слитка образуется усадочная раковина, которая подлежит отрезке и переплавке, так как металл более рыхлый (около 15–20 % от длины слитка).

2. ОБЩАЯ ТЕОРИЯ СПЛАВОВ. СТРОЕНИЕ, КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

Чистые металлы в обычном структурном состоянии обладают низкой прочностью и не обеспечивают во многих случаях требуемых свойств, поэтому они применяются сравнительно редко. Понятие «чистый металл» весьма условное. В дальнейшем под термином чистый металл мы будем принимать металл чистотой 99,99–99,999 %. Во всех остальных случаях подразумевается технически чистый металл с малым количеством примесей (99,5–99,9 %), получаемый обычным способом.

Понятие о сплавах и методах их получения

Под сплавом понимают вещество, полученное сплавлением двух или более элементов. Возможны другие способы приготовления сплавов: спекание, электролиз, возгонка. В этом случае вещества называются псевдосплавами.

Сплав, приготовленный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называется металлическим. Сплавы обладают более разнообразным комплексом свойств, которые изменяются в зависимости от состава и метода обработки.

Основные понятия в теории сплавов

В металловедении широко используются понятия «система», «фаза», «структура».

Система — группа тел, выделяемых для наблюдения и изучения.

В металловедении системами являются металлы и металлические сплавы. Чистый металл является простой однокомпонентной системой, сплав — сложной системой, состоящей из двух и более компонентов.

Компоненты — вещества, образующие систему. В качестве компонентов выступают чистые вещества и химические соединения, если они не диссоциируют на составные части в исследуемом интервале температур.

Фаза — однородная часть системы, отделенная от других частей системы поверхностью раздела, при переходе через которую структура и свойства резко меняются.

Структура — это форма, размеры и характер взаимного расположения соответствующих фаз в металлах или сплавах.

Структурные составляющие сплава — обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение с присущими им характерными особенностями.

Вариантность (C) (число степеней свободы) — это число внутренних и внешних факторов (температура, давление, концентрация), которые можно изменять без изменения количества фаз в системе.

Если вариантность $C = 1$ (моновариантная система), то возможно изменение одного из факторов в некоторых пределах, без изменения числа фаз.

Если вариантность $C = 0$ (нонвариантная система), то внешние факторы изменять нельзя без изменения числа фаз в системе.

Существует математическая связь между числом компонентов (K), числом фаз (Φ) и вариантностью системы (C). Это *правило фаз*, или *закон Гиббса* (*Josiah Willard Gibbs*):

$$C = K - \Phi + 2.$$

Если принять, что все превращения происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшится:

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

где C — число степеней свободы; K — количество компонентов; Φ — количество фаз; 1 — учитывает возможность изменения температуры.

В сплавах возможно образование следующих фаз:

- 1) жидких растворов;
- 2) твердых чистых металлов;
- 3) твердых растворов;
- 4) химических соединений.

В зависимости от количества фаз сплавы могут быть одно-, двух- и многофазными.

В жидком состоянии компоненты сплава обычно неограниченно растворяются друг в друге, образуя жидкие растворы. В твердом состоянии компоненты могут образовывать:

- 1) механические смеси, представляющие собой смесь двух или нескольких фаз;

2) химические соединения, когда компоненты вступают в химические взаимодействия;

3) твердые растворы, когда один компонент растворяется в другом, который называется *растворителем*.

Если элементы, входящие в состав сплава, при затвердевании из жидкого состояния не растворяются друг в друге и не взаимодействуют, то образуется механическая смесь. Механические смеси образуются при кристаллизации многих сплавов, например Pb — Sb, Al — Cu. По структуре смесь представляет собой неоднородное тело. При металлографическом анализе на шлифе видны кристаллиты разных компонентов, образующих механическую смесь (рис. 2.1). Химический анализ определяет также разные элементы. Рентгеноструктурный анализ определяет два типа кристаллических решеток, образующих такую смесь.

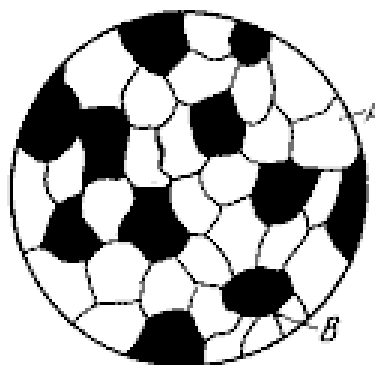


Рис. 2.1. Схема микроструктуры механической смеси:
А и В — компоненты

Если же элементы, составляющие сплав, взаимодействуют друг с другом, то образуются химические соединения. По структуре они представляют собой однородные твердые тела. Свойства химических соединений отличаются от свойств образующих их элементов. Они имеют постоянную температуру плавления (диссоциации). Рентгеноструктурный анализ показывает различие кристаллических решеток химического соединения и исходных элементов.

Характерные особенности:

1) кристаллическая решетка отличается от решеток компонентов, образующих соединение. Атомы располагаются упорядоченно;

2) в соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов. Это позволяет выразить их состав простой формулой A_nB_m ;

3) свойства соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов;

4) температура плавления постоянная;

5) образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

В отличие от твердых растворов химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими большое различие в электронном строении атомов и кристаллических решеток: Mg_2Sn , Mg_2Pb_2 , Mg_2P_2 .

Различают химические соединения двух типов: металл-неметалл и металл-металл.

Соединения одних металлов с другими носят общее название интерметаллидов. Соединения металлов с неметаллами (нитриды, карбиды, оксиды и др.) также называют металлическими соединениями.

Большое число химических соединений, образующихся в металлических сплавах, не подчиняются законам валентности и не имеют постоянного состава.

Твердые растворы — это фазы, в которых один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы других компонентов располагаются в решетке первого компонента, изменяя ее размеры. Таким образом, твердый раствор имеет один тип решетки и представляет собой одну фазу.

Твердый раствор состоит из однородных зерен (рис. 2.2).

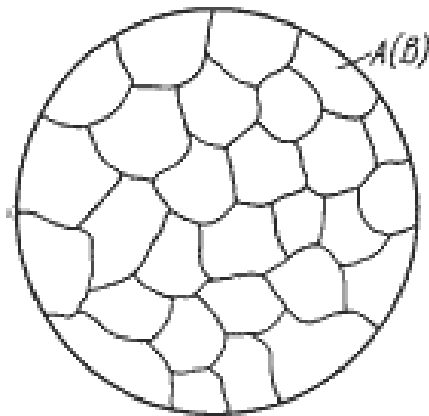


Рис. 2.2. Схема микроструктуры твердого раствора

По степеням растворимости компонентов различают твердые растворы:

- с неограниченной растворимостью компонентов;
- с ограниченной растворимостью компонентов.

При неограниченной растворимости компонентов кристаллическая решетка компонента растворителя по мере увеличения концентрации растворенного компонента плавно переходит в кристаллическую решетку растворенного компонента.

Для образования растворов с неограниченной растворимостью необходимы:

1. изоморфность (однотипность) кристаллических решеток компонентов;
2. близость атомных радиусов компонентов, которые не должны отличаться более чем на 8–13 %;
3. близость физико-химических свойств подобных по строению валентных оболочек атомов.

При ограниченной растворимости компонентов возможна концентрация растворенного вещества до определенного предела. При дальнейшем увеличении концентрации однородный твердый раствор распадается с образованием двухфазной смеси.

По характеру распределения атомов растворенного вещества в кристаллической решетке растворителя различают твердые растворы:

- замещения;
- внедрения.

В растворах замещения в кристаллической решетке растворителя часть его атомов замещена атомами растворенного элемента (рис. 2.3, *a*). Замещение осуществляется в случайных местах, поэтому такие растворы называют неупорядоченными твердыми растворами.

При образовании растворов замещения периоды решетки изменяются в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя. Если атом растворенного элемента больше атома растворителя, то элементарные ячейки увеличиваются, если меньше — сокращаются. В первом приближении это изменение пропорционально концентрации растворенного компонента. Изменение параметров решетки при образовании твердых растворов — важный момент, определяющий изменение свойств. Уменьшение параметра ведет к большему упрочнению, чем его увеличение.

Твердые растворы внедрения образуются внедрением атомов растворенного компонента в поры кристаллической решетки растворителя (рис. 2.3, *б*).

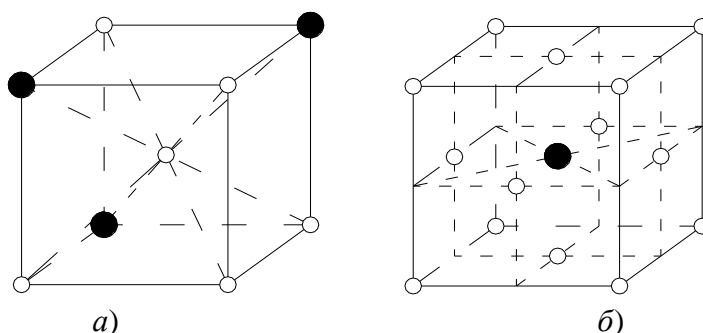


Рис. 2.3. Кристаллическая решетка твердых растворов замещения (*a*), внедрения (*б*)

Образование таких растворов возможно, если атомы растворенного элемента имеют малые размеры. Такими являются элементы, находящиеся в начале периодической системы Менделеева, — углерод, водород, азот, бор. Размеры атомов превышают размеры межатомных промежутков в кристаллической решетке металла, это вызывает искажение решетки и в ней возникают напряжения. Концентрация таких растворов не превышает 2–2,5 %.

Кристаллизация сплавов

Кристаллизация сплавов подчиняется тем же закономерностям, что и кристаллизация чистых металлов. Необходимым условием является стремление системы в состояние с минимумом свободной энергии.

Основным отличием является большая роль диффузионных процессов, между жидкостью и кристаллизующейся фазой. Эти процессы необходимы для перераспределения разнородных атомов, равномерно распределенных в жидкой фазе.

В сплавах в твердых состояниях имеют место процессы перекристаллизации, обусловленные аллотропическими превращениями компонентов сплава, распадом твердых растворов, выделением из твердых растворов вторичных фаз, когда растворимость компонентов в твердом состоянии меняется с изменением температуры.

Эти превращения называют фазовыми превращениями в твердом состоянии.

При перекристаллизации в твердом состоянии образуются центры кристаллизации и происходит их рост.

Обычно центры кристаллизации возникают по границам зерен старой фазы, где решетка имеет наиболее дефектное строение, и где имеются примеси, которые могут стать центрами новых кристаллов. У старой и новой фазы, в течение некоторого времени, имеются общие плоскости. Такая связь решеток называется когерентной связью. В случае различия строения старой и новой фаз превращение протекает с образованием промежуточных фаз.

Нарушение когерентности и обособления кристаллов наступает, когда они приобретут определенные размеры.

Процессы кристаллизации сплавов изучаются по диаграммам состояния.

Диаграммы состояния (фазового равновесия) сплавов

Условия и методика построения диаграмм состояния

При изменении концентрации компонентов в сплавах, а также в процессе их охлаждения или нагрева (при условии постоянного внешнего давления) в них происходят существенные фазовые и структурные изменения, которые можно наглядно проследить с помощью диаграмм состояния, представляющих собой графическое изображение состояния сплавов. Так как диаграммы строятся для равновесного состояния сплавов (стабильное состояние, характеризующееся минимумом свободной энергии системы), то они также называются диаграммами фазового равновесия и характеризуют те равновесные фазы, которые существуют при данных условиях (концентрация, температура и давление). Равновесное состояние может быть достигнуто только при *очень малых* скоростях охлаждения (при отсутствии переохлаждения) или при *длительном* нагреве, которые в действительности очень трудно реализовать. Поэтому, хотя фактически диаграммы состояния представляют собой теоретический вариант, на практике они используются для получения представлений о превращениях в сплавах при малых скоростях охлаждения или нагрева.

В большинстве же случаев сплавы находятся в неравновесном (метастабильном) состоянии, т.е. в таком состоянии, из которого под влиянием длительного действия внешних факторов они будут переходить в более устойчивое равновесное состояние с соответствующими фазовыми переходами. Диаграммы состояния позволяют с определенной степенью погрешности прогнозировать фазовый состав и структуру сплавов в реальном (метастабильном) состоянии.

Общие закономерности сосуществования равновесных фаз, отвечающие состоянию, представленному на диаграммах состояния, определяются *правилом фаз*.

Диаграммы состояния обычно строят экспериментально. Для их построения используют термический метод, с помощью которого получают кривые затвердевания и охлаждения сплавов. По остановкам и перегибам на этих кривых, обусловленных тепловыми эффектами превращений, определяются температуры самих превращений. Точки перегиба или остановки на кривых охлаждения называются *критическими точками* (точки 1, 2 на кривых охлаждения рис. 2.4). Они соответствуют температурам, при которых в сплавах начинают протекать или заканчиваются какие-либо превращения. Некоторые критические точки имеют названия, например, точки, отвечающие началу кристаллизации, назы-

вают точками *ликвидус* (лат. *liquidus* — жидкий) (точка 1), а концу кристаллизации — точками *солидус* (лат. *solidus* — твердый) (точка 2). То есть линия, выше которой сплав находится только в жидком состоянии, называется линией ликвидус (линия 1-1-1-1-1 на рис. 2.4). Линия, ниже которой сплав находится в твердом состоянии, называется линией солидус (линия 1-2-2-2-1 на рис. 2.4).

По кривым охлаждения строят диаграмму состава в координатах: по оси абсцисс — концентрация компонентов, по оси ординат — температура (рис. 2.4).

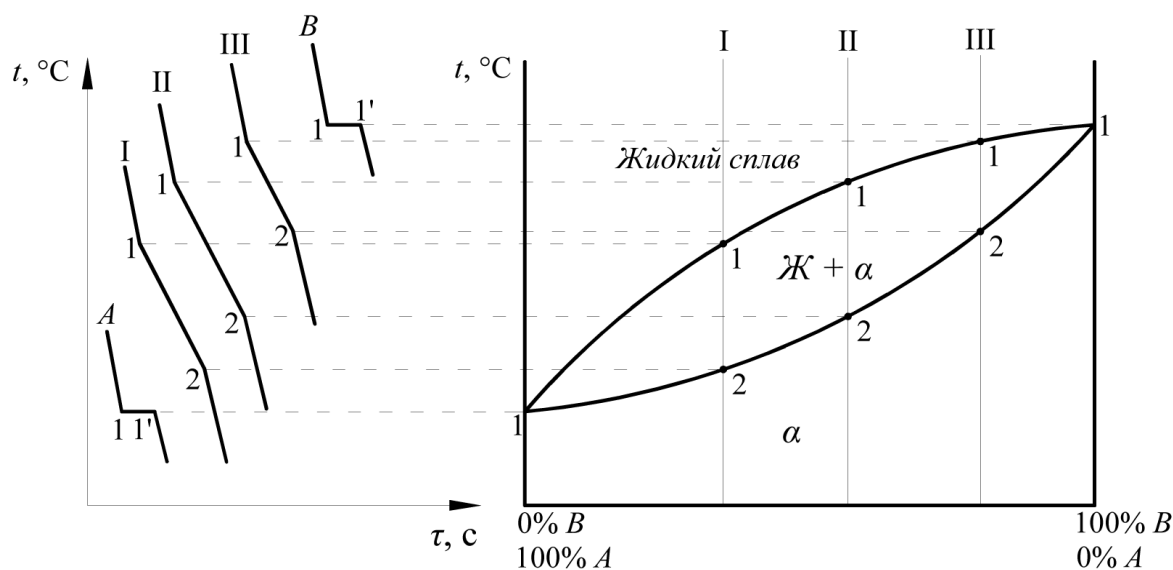


Рис. 2.4. Диаграмма состояния

С помощью диаграмм состояния определяют температуру плавления и полиморфных превращений в сплавах, сколько фаз и какие фазы имеются в сплаве данного состава при данной температуре, а также количественное соотношение этих фаз в сплаве и их состав (содержание компонентов).

Дополнительно к термическому методу для изучения превращений в твердом состоянии привлекается исследование микроструктуры с использованием оптического и электронного микроскопов, рентгеноструктурный анализ, изучение физических свойств сплавов и т.д. Данные, полученные различными методами, используются для построения диаграмм состояния.

Для описания превращений в сплавах в условиях реальных скоростей охлаждения необходимо помимо равновесной диаграммы состояния, знать *кинетику* процессов кристаллизации и превращений в твердом состоянии.

Поскольку в зависимости от числа компонентов сплавы могут быть двойными (двухкомпонентными), тройными (трехкомпонентными) и т.д., то

соответственно диаграммы состояния строятся в системе двух координат — температура и концентрация (диаграммы состояния двойных сплавов), трех координат — температура и две оси концентрации (диаграммы состояния тройных сплавов). Для более сложных систем обычно строятся пространственные диаграммы с некоторым упрощением либо сечения этих диаграмм по температурной или концентрационной оси.

В двойных сплавах по вертикали диаграммы состояния откладывается температура, а по горизонтали — концентрация компонентов. Каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию одного и другого компонента с учетом того, что общее содержание компонентов в каждой точке этой оси соответствует 100 %. Поэтому по мере увеличения количества одного компонента сплава должно снижаться содержание в сплаве другого компонента.

Вид диаграммы состояния определяется характером взаимодействий, которые имеют место между компонентами сплавов в *жидком* и *твердом* состоянии. Во всех рассматриваемых далее случаях предполагается, что между компонентами сплава в жидком состоянии существует неограниченная растворимость, т.е. они образуют однородный жидкий раствор, который в дальнейшем будет обозначаться буквой *Ж* (*L*). В твердом состоянии компоненты могут образовывать механические смеси из чистых компонентов, неограниченные твердые растворы, ограниченные твердые растворы, устойчивые химические соединения, неустойчивые химические соединения, а также испытывать полиморфные превращения. Поэтому принято рассматривать базовые типы диаграмм состояния.

Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов (I рода)

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, а в твердом — не растворимы и не образуют химических соединений.

Компоненты: химические элементы *A, B* ($K = 2$).

Фазы: жидкость *Ж*, кристаллы *A, B* ($\Phi = 3$).

Основные линии диаграммы: ABC — ликвидус; DBE — солидус.

Примером диаграмм этого типа является диаграмма состояния сплавов системы Pb-Sb. Диаграмма Pb — Sb строится на основе использования кривых охлаждения, полученных методом термического анализа (рис. 2.5).

Система сплавов Pb — Sb включает в себя составы со 100 % Pb и 0 % Sb, т.е. чистый свинец, и со 100 % Sb и 0 % Pb, т.е. чистую сурьму. Кривые

охлаждения для этих чистых металлов имеют по одному горизонтальному участку, характеризующему температуру кристаллизации: соответственно для свинца 327 °С и для сурьмы 631 °С. На диаграмме состояния эти температуры находятся на осях ординат, где содержатся соответственно чистый свинец и чистая сурьма. Структура чистых металлов представляет собой однородные зерна.

Сплав, содержащий 13 % Sb и 87 % Pb, также имеет один горизонтальный участок, т.е. одну критическую точку (245 °С) — температуру затвердевания этого сплава. Этот сплав характеризуется тем, что в нем происходит одновременная кристаллизация из жидкой фазы кристаллов Pb и Sb (в общем случае компонентов *A* и *B*) с образованием механической смеси. Такая механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкости, называется *эвтектикой* (греч. *eutektos* — легкоплавящийся). Сам сплав с 13 % Sb и 87 % Pb является *эвтектическим*, а его микроструктура представляет собой попеременно чередующиеся выделения сурьмы в свинцовой основе (рис. 2.5). Принято эвтектическую реакцию записывать так: $Ж \rightarrow Pb + Sb$, или в общем виде $Ж \rightarrow A + B$.

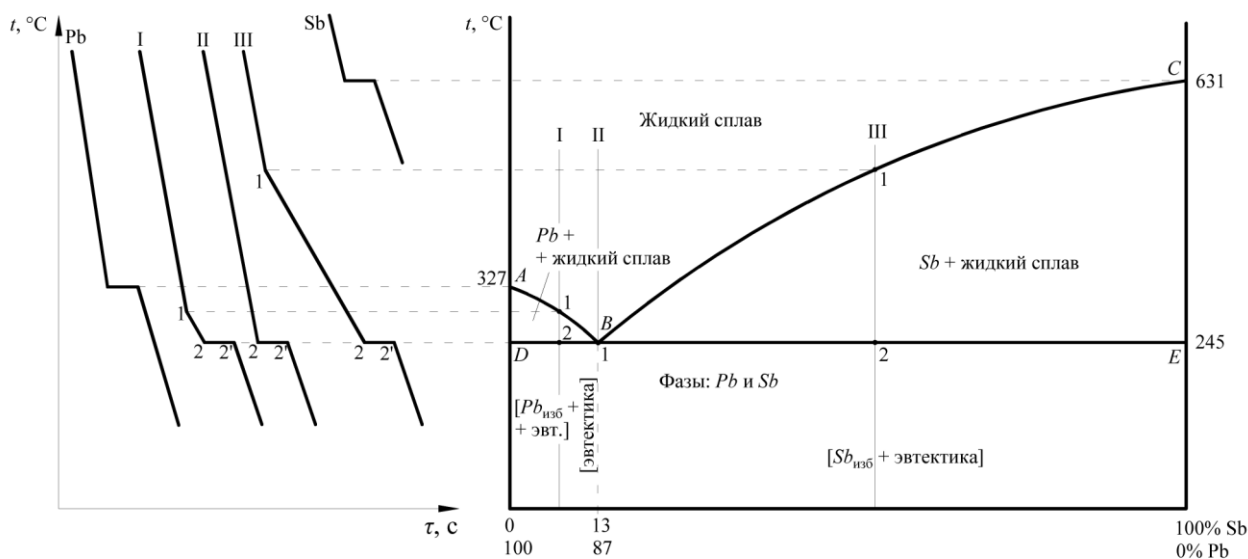


Рис. 2.5. Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов системы Pb-Sb при полном охлаждении до комнатной температуры

Кристаллизация любого сплава, имеющего $0\% < Sb < 13\%$, начинается с выделения кристаллов $Pb_{изб}$. (точка 1). Эти сплавы затвердевают в интервале температур 1–2, и на кривых охлаждения имеются две критические точки, соответствующие началу и концу затвердевания (например, сплав I, рис. 2.5). Все они называются *доэвтектическими сплавами*, претерпевают эвтектическое

превращение при температуре 245 °С и имеют после окончательного охлаждения структуру $Pb_{изб.} + \text{эвт.} (Pb + Sb)$, рис. 2.5. В этой структуре имеется две структурные составляющие: кристаллы $Pb_{изб.}$ и эвтектика $(Pb + Sb)$, которые получают на базе двух фаз: кристаллов Pb и кристаллов Sb .

Кристаллизация любого сплава с концентрацией $100\% > Sb > 13\%$ начинается с выделения кристаллов $Sb_{изб.}$. Эти сплавы также затвердевают в интервале температур — начала и конца затвердевания (например, сплав III, рис. 2.5). При температуре 245 °С в них протекает эвтектическое превращение. Эти сплавы называются *заэвтектическими* и имеют после охлаждения окончательную структуру $Sb + \text{эвт.} (Pb + Sb)$, рис. 2.5. Структура заэвтектических сплавов также является двухфазной (кристаллы Sb и Pb) и состоит из двух структурных составляющих: кристаллов $Sb_{изб.}$ и эвтектики $(Pb + Sb)$.

На диаграмме можно выделить три характерные зоны: область, где существует только жидкая фаза, — выше системы линий, ограниченной точками: температура 327 °С — эвтектическая точка 245 °С — температура 631 °С; область, где существует только твердая фаза (кристаллы Pb и Sb), — ниже эвтектической линии (вся горизонтальная линия на уровне температуры 245 °С с концами в месте ее пересечений с ординатами со 100 % Pb и 100 % Sb); область, где одновременно сосуществует жидкая и твердая фаза (область с жидко-твердой фазой), — между линиями, ограничивающими соответственно жидкое и твердое состояние сплавов.

Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (II рода)

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в твердом и жидком состоянии и не образуют химических соединений.

Компоненты: химические элементы A, B ($K = 2$).

Фазы: жидкость $Ж$, кристаллы твердого раствора α ($\Phi = 2$).

Примером сплавов с такими диаграммами состояния являются сплавы системы $Cu-Ni$.

Если два компонента (A и B) неограниченно растворяются в жидком и твердом состоянии, то они не могут при затвердевании образовывать собственных кристаллов во всех сплавах на базе этих компонентов. Соответственно при кристаллизации в этих сплавах будут выделяться кристаллы α -твердого раствора, а следовательно, максимальное число фаз в этих сплавах равняется двум (жидкость и α -твердый раствор). В этом случае в

соответствии с правилом фаз кристаллизация всех сплавов будет протекать только в интервале температур (кристаллизация при постоянной температуре у сплавов возможна только при наличии трех фаз) и, соответственно, на диаграмме состояния отсутствует горизонтальная линия, а присутствуют только наклонные кривые (рис. 2.6).

На диаграмме (рис. 2.6) присутствуют три области: область выше линии 1-1-1 — жидкость; область между линиями 1-1-1 и 1-2-1 — жидкость и твердый раствор. Ниже линии 1-2-1 — область твердого раствора. Линия 1-1-1 является линией ликвидуса, а линия 1-2-1 — линией солидус.

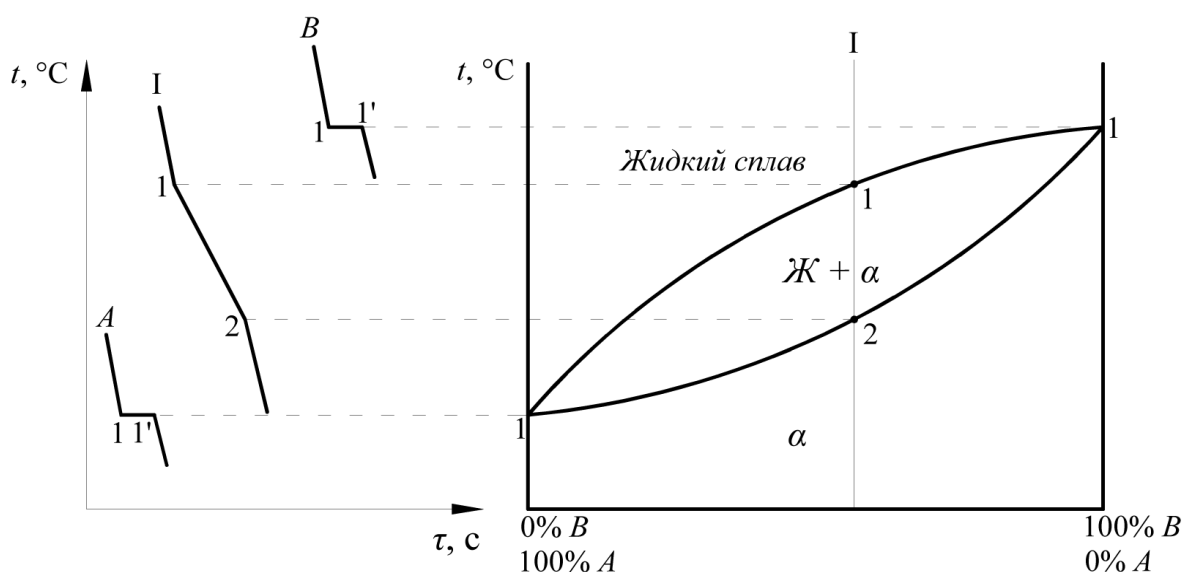


Рис. 2.6. Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии

Кристаллизация любого сплава начинается выпадением из жидкого расплава отдельных кристаллов твердого раствора α (например, в точке 1, рис. 2.6) и заканчивается полным затвердеванием твердого раствора (например, в точке 2, рис. 2.6). Но так как в интервале кристаллизации (например, между точками 1 и 2, рис. 2.6) сплавы находятся в двухфазном состоянии ($\text{Ж} + \alpha$), то при понижении температуры должно изменяться соотношение количества жидкой и твердой фазы в двухфазной области — количество жидкости уменьшается, а количество α -твердого раствора растет. Кроме того, при понижении температуры будут меняться также составы жидкой и твердой фаз.

Для определения относительного количества каждой фазы и состава фаз на диаграммах состояния любого типа, пользуются *правилом отрезков* (правилом рычага), основные положения которого формулируются следующим образом. Чтобы определить концентрации компонентов в двухфазной области, через интересующую нас точку, характеризующую состояние сплава (состав сплава и

его температуру), проводится горизонтальная линия (конода) до пересечения с линиями, ограничивающими двухфазную область. Проекция точек пересечения на ось концентраций покажут состав жидкой и твердой фаз.

Чтобы определить количественное соотношение жидкой и твердой фаз, необходимо составить обратно пропорциональную зависимость между их количеством и отрезками горизонтальной линии, образованными между точкой, характеризующей состояние сплава, и точками, определяющими состав жидкой и твердой фаз.

Рассмотрим на примере двух типов диаграмм (рис. 2.7), как с помощью правила отрезков можно определить количество и состав фаз, например, для состояния, соответствующего точкам K (рис. 2.7, а) и N (рис. 2.7, б).

Для определения соотношения фаз и их состава через точки K и N проводим горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими двухфазную область на диаграмме. Проекция точек пересечения на ось концентраций показывают состав жидкой и твердой фазы. В соответствии с правилом рычага отрезки горизонтальной линии между точками K и N и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз, т.е. отрезок, прилегающий к линии ликвидус, определяет количество твердой фазы:

$$Q_{Sb} = \frac{l}{l+m} \cdot 100\%; \quad Q_{\alpha} = \frac{x}{x+y} \cdot 100\% .$$

Отрезок, прилегающий к линии солидус, определяет количество жидкой фазы:

$$Q_{жс} = \frac{m}{l+m} \cdot 100\%; \quad Q_{жл} = \frac{y}{x+y} \cdot 100\% .$$

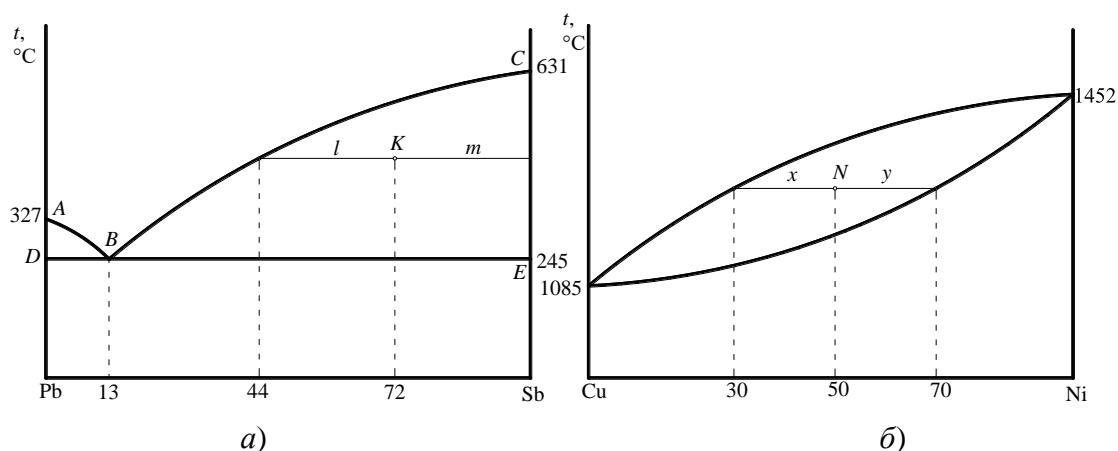


Рис. 2.7. Применение правила отрезков к диаграммам состояния:
а — к диаграмме I рода; б — к диаграмме II рода

Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (III рода)

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

В сплавах такого типа возможно существование: жидкой фазы, твердого раствора компонента B в A , который называется α -раствор, и твердого раствора компонента A в B , который обозначается β . В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования трех фаз, могут быть два вида диаграмм: диаграмма с эвтектикой (рис. 2.8) и диаграмма с перитектикой (греч. *peritéko* — плавлю) (рис. 2.9).

Диаграмма с эвтектическим превращением

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограничено растворимы в твердом состоянии и не образуют химических соединений.

Компоненты: химические элементы A, B ($K = 2$).

Фазы: жидкость \mathcal{J} , твердые растворы α (раствор компонента B в A) и β (раствор компонента A в B) ($\Phi = 3$).

Этот тип диаграмм очень важен в практическом отношении, так как часто представлен в составе сложных диаграмм широко распространенных промышленных сплавов, например, сплавов систем Fe-C, Al-Cu и др.

В рассматриваемой системе ограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии может не меняться с изменением температуры, а может и меняться. Оба рассматриваемых случая представлены на рис. 2.8 (соответственно линии df и eg). В итоге имеем диаграмму состояния с двусторонней ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии.

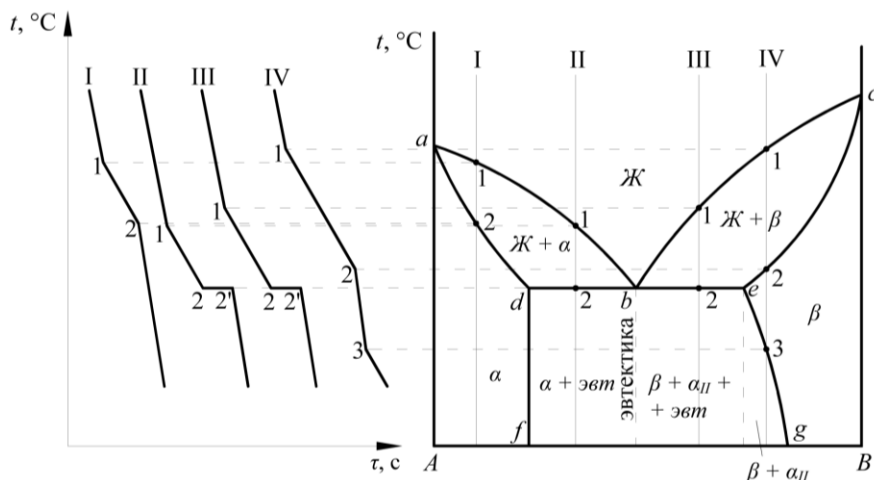


Рис. 2.8. Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии и с эвтектическим превращением

На этой диаграмме линия abc — линия ликвидус, выше которой все сплавы имеют однородный жидкий раствор. Линия $adbec$ — линия солидус, ниже которой в сплавах отсутствует жидкая фаза.

В рассматриваемой системе компоненты A и B не могут при затвердевании образовывать собственных кристаллов, так как они между собой образуют твердые растворы α и β в тех областях диаграммы, которые расположены соответственно слева от вертикали df и справа от линии eg . В этих областях все сплавы кристаллизуются в интервале между ликвидусом и солидусом, так же, как этот процесс проходит в любом сплаве на диаграммах состояния II рода. Соответственно в области, лежащей слева от линии df при кристаллизации, из жидкости начинают выделяться кристаллы твердого раствора α (например, для сплава I в точке 1). В интервале кристаллизации сплавы имеют двухфазную структуру $Ж + \alpha$. После завершения кристаллизации и вплоть до окончательного охлаждения все эти сплавы имеют структуру однородного твердого раствора α . Аналогичная ситуация имеет место у всех сплавов, расположенных правее точки e , с той лишь разницей, что вместо α -твердого раствора у них выделяются кристаллы β -твердого раствора.

У сплавов, расположенных в интервале между точками e и g , первичная кристаллизация в интервале между ликвидусом и солидусом протекает аналогично ранее описанной. При этом эти сплавы после завершения кристаллизации вплоть до пересечения с линией eg имеют однородную структуру β -твердого раствора (например, сплав IV в интервале между точками 2 и 3). При дальнейшем же охлаждении этих сплавов (например, сплава IV ниже точки 3) вплоть до полного охлаждения в структуре этих сплавов происходят изменения, связанные с выделением из β -твердого раствора второй фазы α_{II} , причиной появления которой является уменьшение предела растворимости β -твердого раствора при снижении температуры сплава. На это указывает наклонный характер кривой eg . При понижении температуры твердый раствор β становится *пересыщенным* компонентом A , и для приведения системы в равновесие из этого твердого раствора β выделяется избыток растворенного компонента A . Но так как в рассматриваемой системе чистые компоненты не могут существовать как самостоятельные фазы (они должны образовывать твердые растворы), то на базе избыточных кристаллов компонента A образуется сразу же α -твердый раствор, кристаллы которого и выделяются из β -твердого раствора и располагаются в виде мелкодисперсных включений внутри зерен основной фазы. Такие избыточные кристаллы, выделяющиеся не из жидкости, а из твердой фазы, обозначаются α_{II}

(вторичные α кристаллы), а сам процесс выделения новой фазы в твердом состоянии называется *вторичной кристаллизацией*.

Точки d и f характеризуют предельную растворимость компонента B в компоненте A , т.е. предельную растворимость α -твердого раствора при эвтектической и комнатной температурах, а точки e и g — предельную растворимость компонента A в компоненте B , т.е. предельную растворимость β -твердого раствора также при эвтектической и комнатной температурах.

Как видно, предельная растворимость α -твердого раствора не изменяется с понижением температуры (линия df — вертикальная), а предельная растворимость β -твердого раствора с понижением температуры уменьшается (линия eg — наклонная).

Точки d и e являются границами линии de , в пределах которой протекает эвтектическое превращение, а точка b — эвтектической точкой. Следовательно, во всех сплавах, расположенных в пределах границ эвтектической линии, будет проходить эвтектическое превращение, аналогичное тому, которое имеет место на диаграммах состояния I рода с той лишь разницей, что в данном случае эвтектика состоит не из механической смеси компонентов A и B , а из механической смеси их твердых растворов α и β . В данном случае эти твердые растворы как бы являются компонентами сплавов для той части диаграммы, которая ограничена длиной эвтектической линии. Соответственно, эвтектика в этом случае будет иметь вид: *Эвт* ($\alpha + \beta$), а эвтектическая реакция может быть записана так: $\mathcal{J}_b \rightarrow \alpha_d + \beta_e$. Сплав с концентрацией компонентов A и B , соответствующей проекции точки b , т.е. сплав состава точки b , называется *эвтектическим*.

Все сплавы, расположенные между точками d и b , называются *доэвтектическими*. Их кристаллизация будет начинаться с выделения кристаллов α -твердого раствора (например, у сплава II в точке 1). В интервале кристаллизации (между точками 1 и 2) у этих сплавов будет двухфазная структура $\mathcal{J} + \alpha$. На линии db (в точке 2) в доэвтектических сплавах будет проходить эвтектическая реакция у той части жидкости \mathcal{J} , которая еще осталась в сплаве на этот момент (ее количество можно определить по правилу отрезков). Поэтому для доэвтектических сплавов правомерно будет записать эвтектическую реакцию в следующем виде: $\alpha_d + \mathcal{J}_b \rightarrow \alpha_d + \text{эвт}(\alpha_d + \beta_e)$. Они после окончательного охлаждения будут иметь структуру $\alpha + \text{эвт}(\alpha + \beta)$.

Все сплавы, расположенные между точками b и e , называются *заэвтектическими*. Их кристаллизация будет начинаться с выделения кристаллов β -твердого раствора (например, у сплава III в точке 1). В интервале кристаллиза-

ции (сплав III между точками 1 и 2) эти сплавы имеют двухфазную структуру $\mathcal{J} + \beta$. На линии be у заэвтектических сплавов будет проходить эвтектическая реакция, подобная реакция доэвтектических сплавов, т.е. $\beta_e + \mathcal{J}_b \rightarrow \beta_e + \text{эвт}(\alpha_d + \beta_e)$. Но при дальнейшем охлаждении заэвтектических сплавов в их структуре будут проходить последующие превращения, которых не было в доэвтектических сплавах. Причиной этих превращений является наклонный характер линии eg . Как уже было показано ранее, при наклонном характере кривой растворимости компонента A в компоненте B (линия eg) с понижением температуры предельная растворимость A в B становится меньше того количества A , которое в данный момент присутствует в сплаве. Поэтому из твердого раствора β будет выделяться α_{II} . Следовательно, все заэвтектические сплавы ниже температуры эвтектического превращения (например, сплав III ниже точки 2) будут иметь следующую структуру: $\beta + \text{эвт}(\alpha + \beta) + \alpha_{II}$. Эта структура содержит три структурных составляющих: β , $\text{эвт}(\alpha + \beta)$ и α_{II} , но при этом структура является двухфазной: α -фаза и β -фаза.

Диаграмма с перитектическим превращением

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограничено — в твердом состоянии, не образуют химических соединений и образуют механические смеси в результате перитектической реакции.

Компоненты: химические элементы A, B ($K = 2$).

Фазы: жидкость \mathcal{J} , твердые растворы α и β ($\Phi = 3$).

Примером диаграмм этого типа является диаграмма состояния сплавов системы Ag-Pt.

Перитектическим называется такое превращение, при котором жидкая фаза взаимодействует при постоянной температуре с ранее выпавшими кристаллами твердой фазы и при этом образуется новый вид кристаллов.

Диаграмма с перитектическим превращением приведена на рис. 2.9. На этой диаграмме линия abc является линией ликвидус, линия $aedc$ — линией солидус, линия bd — линией перитектического превращения, а точка e — перитектической точкой.

Все сплавы, в которых не протекает перитектическая реакция, т.е. сплавы, расположенные слева от точки b и справа от точки e , кристаллизуются в интервале между ликвидусом и солидусом аналогично тому, как протекает этот процесс на диаграммах состояния II рода.

Для всех сплавов, расположенных в пределах границ перитектической линии (точки b и d), будет проходить перитектическая реакция в виде: $\text{Ж} + \beta \rightarrow \alpha$.

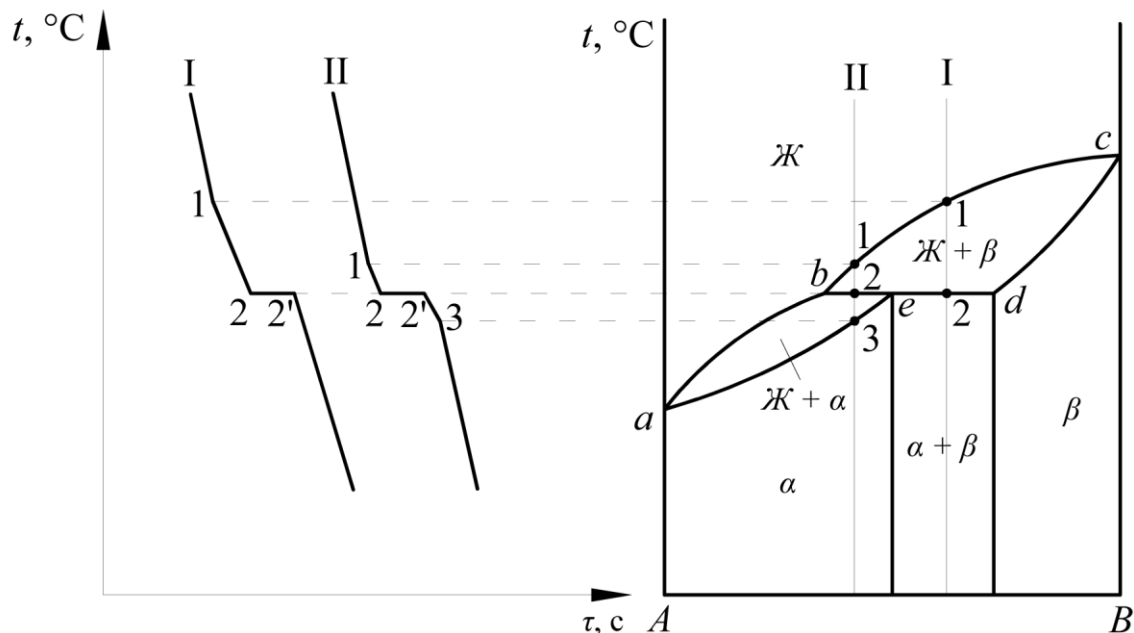


Рис. 2.9. Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов с перитектикой

Однако процесс кристаллизации сплавов с концентрацией компонентов соответственно в пределах проекции точек b , e и d протекает несколько по-разному.

Так у сплавов, расположенных между точками e и d , в интервале между линиями ликвидус и солидус (например, у сплава I между точками 1 и 2) из жидкости первоначально выделяются кристаллы β -раствора, т.е. эти сплавы имеют двухфазную структуру $\text{Ж} + \beta$. Но вследствие того, что у этих сплавов имеется избыток β -фазы по сравнению с тем количеством жидкости, которое необходимо для протекания в полном объеме перитектической реакции ($\text{Ж}_b + \beta_d \rightarrow \alpha_e$), при охлаждении этих сплавов ниже линии перитектического превращения (сплава I ниже точки 2) в их структуре помимо продуктов перитектической реакции (т.е. кристаллов α -твердого раствора) имеются также ранее выделившиеся из раствора кристаллы β -твердого раствора. При этом чем ближе состав сплава расположен к точке e , тем меньше будет в структуре после перитектической реакции кристаллов β -твердого раствора. Все сплавы, расположенные между точками e и d , после окончательного охлаждения будут иметь двухфазную структуру α - и β -твердых растворов ($\alpha + \beta$).

Сплав, отвечающий по концентрации компонентов точке e , имеет такое соотношение жидкой фазы \mathcal{J} и твердой β -фазы, при котором после перитектической реакции в структуре сплава содержится только α -фаза, т.е. в полном объеме проходит перитектическое превращение $\mathcal{J}_b + \beta_d \rightarrow \alpha_e$.

У сплавов с концентрацией компонентов в интервале между точками b и e , кристаллизация в интервале между линиями ликвидус и солидус (например, у сплава II между точками 1 и 2) протекает также с выделением из жидкости кристаллов β -твердого раствора. Однако у этих сплавов при температуре перитектического превращения имеется избыток жидкой фазы по сравнению с тем количеством, которое необходимо для образования кристаллов α -твердого раствора концентрации, отвечающей точке e . Поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпанием β -твердого раствора, а оставшаяся жидкость в интервале между линией перитектики и солидусом (например, у сплава II в интервале между точками 2 и 3) кристаллизуется с образованием α -твердого раствора, следовательно, все сплавы, расположенные между точками b и e , будут после полного охлаждения иметь однородную структуру α -твердого раствора.

Диаграмма состояния сплавов, образующих химические соединения (IV рода)

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, нерастворимы в твердом состоянии, но образуют химические соединения.

Компоненты: химические элементы A и B ($K = 2$).

Фазы: жидкость \mathcal{J} , кристаллы компонентов A , B или химического соединения A_nB_m ($\Phi = 3$).

Химическое соединение может быть устойчивым, т.е. до расплавления сплава не разлагаться при нагреве. Соответственно неустойчивое химическое соединение при нагреве разлагается.

Рассмотрим диаграмму состояния с устойчивым химическим соединением. Такая диаграмма изображена на рис. 2.10.

Примером диаграмм этого типа является диаграмма состояния сплавов системы Mg-Ca.

Химическое соединение (например, A_nB_m) характеризуется определенным соотношением компонентов (например, $n\%$ компонента A и $m\%$ компонента B). На оси концентрации компонентов (ось абсцисс) химическое соединение обозначает точку, из которой выходит вертикальная линия, фактически разбиваю-

шая диаграмму на две простые диаграммы, в которых химическое соединение выступает уже в качестве самостоятельного компонента и, соответственно, образует эвтектики с компонентом A по реакции $\mathcal{K} \rightarrow A + A_n B_m$ и с компонентом B по реакции $\mathcal{K} \rightarrow B + A_n B_m$.

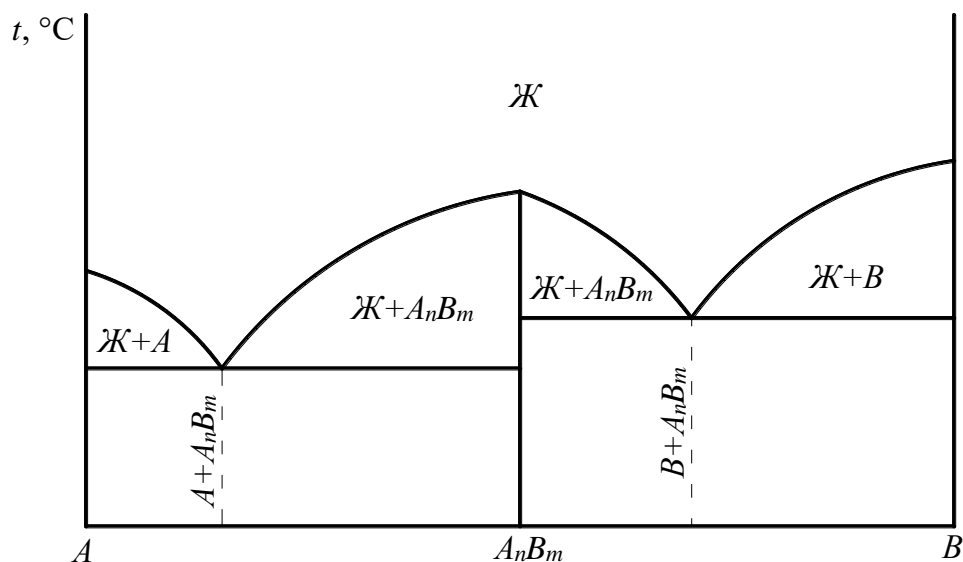


Рис. 2.10. Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением

Кристаллизация сплавов в пределах простых диаграмм проходит аналогично кристаллизации сплавов, образующих эвтектику из чистых компонентов (диаграмма I рода). Поэтому после окончательного остывания у эвтектического сплава структура будет состоять только из эвтектики ($A + A_n B_m$) или ($B + A_n B_m$); у доэвтектических сплавов структура будет иметь вид: $A + \text{эвт } (A + A_n B_m)$ и $A_n B_m + \text{эвт } (B + A_n B_m)$; у заэвтектических сплавов — $A_n B_m + \text{эвт } (A + A_n B_m)$ и $B + \text{эвт } (B + A_n B_m)$.

Диаграмма состояния сплавов, испытывающих полиморфные превращения

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, в твердом состоянии могут образовывать механические смеси, в результате эвтектического или перитектического превращения, а также могут образовывать непрерывные твердые растворы, и, кроме всего перечисленного, хотя бы один из компонентов обладает полиморфизмом.

Компоненты: химические элементы: A, B ($K = 2$).

Фазы: жидкость \mathcal{K} , твердые растворы α, β ($\Phi = 3$).

При полиморфных превращениях в сплавах происходит перекристаллизация существующих твердых фаз, которая подчиняется тем же закономерностям, что определяют процесс кристаллизации из жидкого состояния.

Если в сплавах один или оба компонента обладают полиморфизмом, то и сами сплавы из этих компонентов претерпевают полиморфные превращения в твердом состоянии. В этом случае диаграммы состояния становятся «многоярусными», причем верхний ярус диаграммы характеризует первичную кристаллизацию из жидкого состояния, а нижняя часть диаграммы — вторичную (перекристаллизацию), т.е. выделение кристаллов новой твердой фазы из твердой первичной фазы, например, кристаллов α -твердого раствора из первичного β -твердого раствора с другой кристаллической решеткой (рис. 2.11, а).

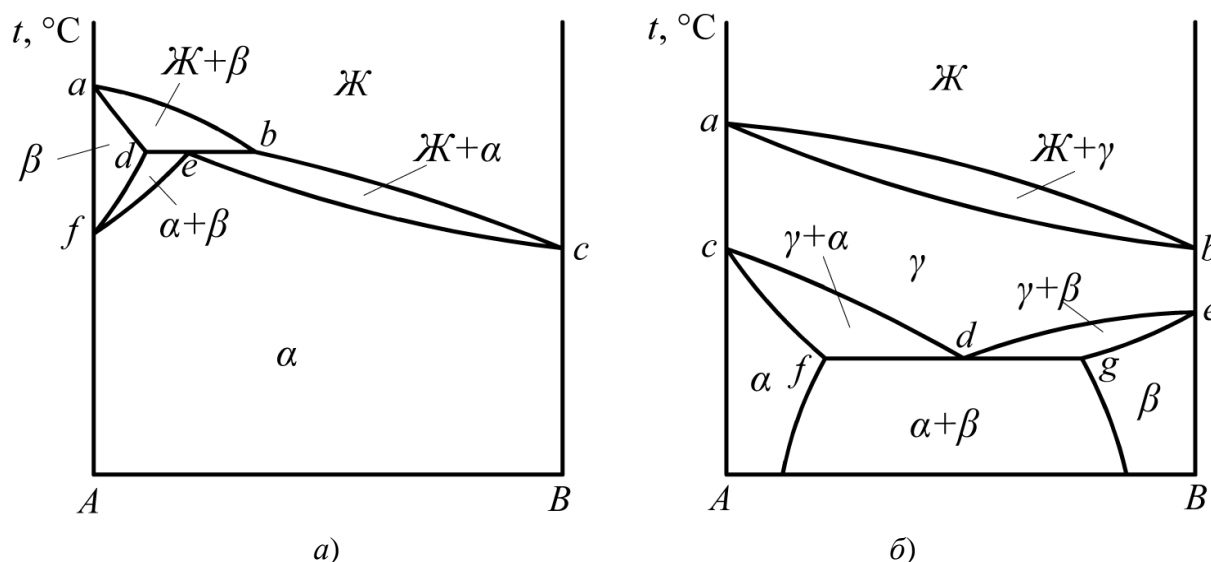


Рис. 2.11. Диаграммы состояний с полиморфными превращениями

В общем случае вид диаграммы зависит от того, какие фазы образуются в сплавах в процессе полиморфных превращений. Всевозможных вариантов может быть много. Но мы рассмотрим два наиболее характерных случая (рис. 2.11, а, б).

В первом случае (рис. 2.11, а) компонент A имеет аллотропические модификации A_α и A_β , которые образуют с компонентом B два твердых раствора α и β .

Кристаллизация сплавов в интервале кристаллизации с учетом перитектического превращения уже была ранее описана. В результате сплавы до температуры, соответствующей точке f (температуры полиморфного превращения), имеют либо однофазную структуру β -твердого раствора, либо

двухфазную структуру $\alpha + \beta$ -твердого раствора. В этих сплавах при охлаждении ниже температуры полиморфного превращения проходит полиморфное превращение $\beta \rightarrow \alpha$ с изменением кристаллической решетки.

Во втором случае (рис. 2.11, б) оба компонента испытывают полиморфные превращения, при этом низкотемпературные модификации их ограниченно растворимы друг в друге, а высокотемпературные модификации — неограниченно.

Не останавливаясь на деталях процесса кристаллизации сплавов из жидкого состояния, отметим, что в нижнем ярусе диаграммы фактически представлена диаграмма III рода, т.е. диаграмма с образованием ограниченных твердых растворов и протеканием эвтектического превращения. Однако отличительная черта данного эвтектического превращения состоит в том, что исходной фазой распада является не жидкость J , а твердый раствор γ , который при переходе через линию fdg распадается на два новых раствора α и β по реакции $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$.

Такое превращение, по сути аналогичное эвтектическому, но происходящее в твердом состоянии, называется *эвтектоидным*, а полученная механическая смесь — *эвтектоидом*. Сплав состава точки d называется эвтектоидным. Соответственно, сплавы, расположенные слева от точки d , называются доэвтектоидными, а справа от нее — заэвтектоидными.

Обобщенные сведения по двойным диаграммам состояния

При изучении сложных двойных диаграмм состояния сплавов на базе реальных компонентов (металлов и неметаллов) оказывается не так просто увидеть и выделить в них те типовые варианты диаграмм, которые были рассмотрены ранее. Это определяется тем, что такие сложные диаграммы, как правило, являются многоярусными и в них имеется по несколько эвтектических и эвтектоидных превращений, а ограниченные твердые растворы практически всегда изменяют свою растворимость с понижением температуры, причем это имеет место на нескольких ярусах диаграммы.

Для того чтобы несколько облегчить процесс рассмотрения реальных сложных диаграмм состояния, ниже приводятся сведения, позволяющие упростить этот процесс.

1. Присутствие на диаграмме состояния горизонтального изотермического отрезка (или нескольких горизонтальных линий на разных ярусах) свидетельствует о существовании эвтектического (эвтектоидного) или перитектического превращения. При этом если на диаграмме в пределах границ горизонтального отрезка можно выделить восходящие вверх и под углом друг к

другу линии (рис. 2.12), то ниже горизонтальной линии в структуре сплава обязательно присутствует эвтектика (если над горизонтальной линией была жидкая фаза) или эвтектоид (если над горизонтальной линией была твердая фаза).

Образующиеся эвтектики или эвтектоиды будут состоять из тех фаз, которые граничат с концами горизонтального отрезка — на рис. 2.12 компоненты A и B , твердые растворы α и β , химические соединения A_nB_m и A_kB_l .

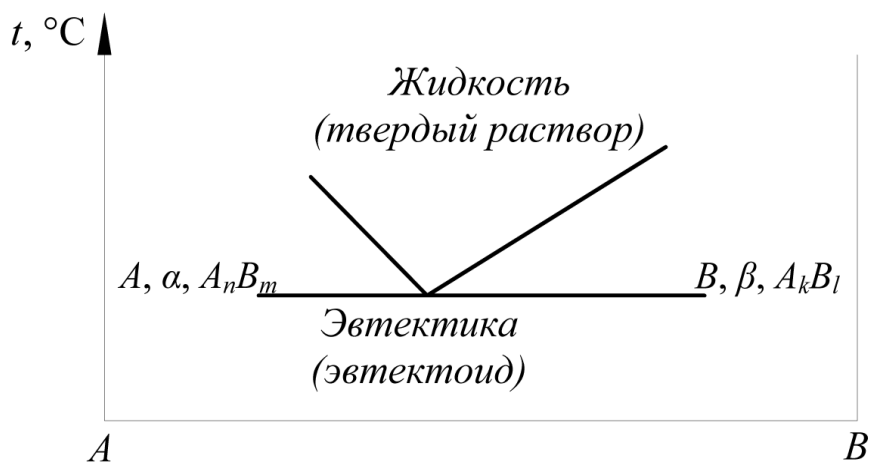


Рис. 2.12. Схема эвтектического или эвтектоидного превращений

Если на диаграмме в пределах границ горизонтального отрезка можно выделить нисходящие вниз и под углом друг к другу линии (рис. 2.13), то ниже горизонтальной линии в структуре сплава обязательно присутствует перитектика. В этом случае концы горизонтального отрезка указывают на реагенты перитектической реакции.

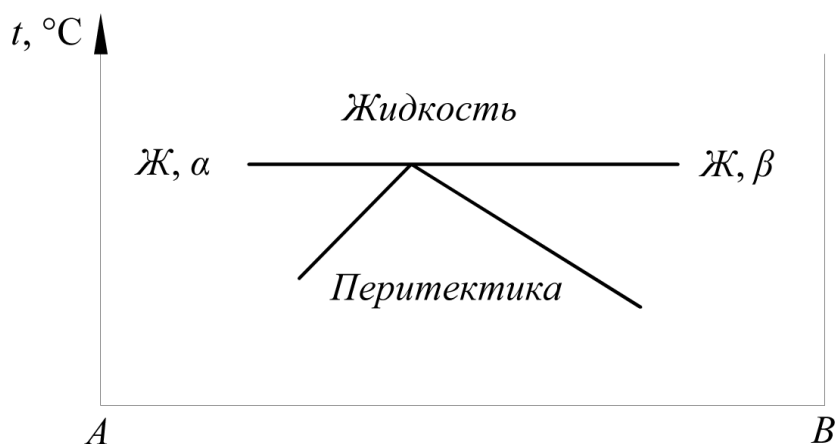


Рис. 2.13. Схема перитектического превращения

2. Доэвтектические (доэвтектоидные) и заэвтектические (заэв-тектоидные) сплавы после полного охлаждения имеют структуру, состоящую из эвтектики (эвтектоида) и одной или двух избыточных фаз. Одна избыточная фаза присутствует в том случае, когда компоненты сплава либо не образуют никаких твердых растворов, либо образуют ограниченные твердые растворы и их предельная растворимость не уменьшается с понижением температуры (линия предельной растворимости расположена параллельно оси ординат). Причем если присутствует одна избыточная фаза, то ее легко определить. В доэвтектических (доэвтектоидных) сплавах это будет фаза, граничащая с левым концом эвтектической (эвтектоидной) линии. В заэвтектических (заэвтектоидных) сплавах — фаза, соответственно граничащая с правым концом эвтектической (эвтектоидной) линии.

При наличии на диаграмме состояния эвтектического и нескольких эвтектоидных превращений, расположенных соответственно на разных ярусах, изложенные выше положения работают в пределах своего яруса, согласно описанным ранее принципам.

Если на диаграмме состояния присутствуют ограниченные твердые растворы и имеется хотя бы одна наклонная линия (или несколько наклонных линий), исходящая из точки предельной растворимости компонента в твердом растворе, расположенной на границе (границах) горизонтальной линии эвтектического (эвтектоидного) превращения (превращений), то в структуре охлажденных до комнатной температуры доэвтектических (доэвтектоидных) или заэвтектических (заэвтектоидных) сплавов будет присутствовать еще одна избыточная фаза (еще несколько избыточных фаз), появление которой (которых) связано с пересыщением твердого раствора (твердых растворов) при понижении температуры сплавов и неизбежным выделением из этого раствора (из этих растворов) избыточного количества растворенного компонента.

В общем случае состав этой избыточной фазы можно легко определить, если иметь в виду, что это всегда будет фаза, расположенная с противоположного конца линии эвтектического (эвтектоидного) превращения. Эта избыточная фаза обычно обозначается соответствующим индексом (α_{II} , β_{III} и др.), что свидетельствует о ее выделении не при первичной кристаллизации, а при перекристаллизации, т.е. выделении кристаллов новой фазы в твердом состоянии.

При наличии на диаграмме одновременно эвтектического и хотя бы одного эвтектоидного превращения, а также признаков изменения растворимости соответствующих ограниченных твердых растворов в пределах зоны прохождения каждого из этих превращений будет выделяться вторая избыточная фаза,

которая нумеруется своим индексом (α_{II} , β_{III} и т.д.). При этом принципы определения состава каждой из избыточных фаз в пределах соответствующего яруса остаются такими же, какие были изложены для одноярусной системы.

3. Для определения на диаграммах состояния количества фаз и структурных составляющих, присутствующих в структуре сплава при конкретной температуре, нужно исходить из следующих положений.

Твердыми фазами являются сами компоненты и химические соединения на их основе в том случае, если не образуются твердые растворы на базе этих компонентов и их химических соединений. При образовании твердых растворов на базе компонентов и их химических соединений фазами являются эти твердые растворы.

Механические смеси из компонентов сплава, их химических соединений или их твердых растворов, образующиеся в результате протекания эвтектической (эвтектоидной) или перитектической реакции, фазами не являются, а представляют собой *структурные составляющие*.

Кроме того, к числу структурных составляющих относятся все фазы (вторичные, третичные и т.д.), появляющиеся в сплавах в процессе их перекристаллизации в твердом состоянии (например, α_{II} , β_{III}).

Связь между свойствами сплавов и типом диаграмм состояния

Между типом диаграмм состояния и свойствами сплавов (твердостью, прочностью, электропроводностью и др.) существует определенная взаимосвязь, и впервые эту связь установил Н. С. Курнаков. В схематичном виде она представлена на рис. 2.14.

У сплавов, кристаллизующихся с образованием эвтектики во всем диапазоне концентраций (диаграммы I рода), свойства изменяются по линейному закону в интервале между свойствами чистых компонентов (рис. 2.14, *а*).

У сплавов, кристаллизующихся с образованием непрерывных твердых растворов (диаграммы II рода), свойства изменяются по криволинейной зависимости (выпуклой для твердости, прочности и электросопротивления — линия 1 на рис. 2.14, *б*; и вогнутой для показателей пластичности, электропроводности — линия 2 на рис. 2.14, *б*), значительно отличающейся от свойств компонентов.

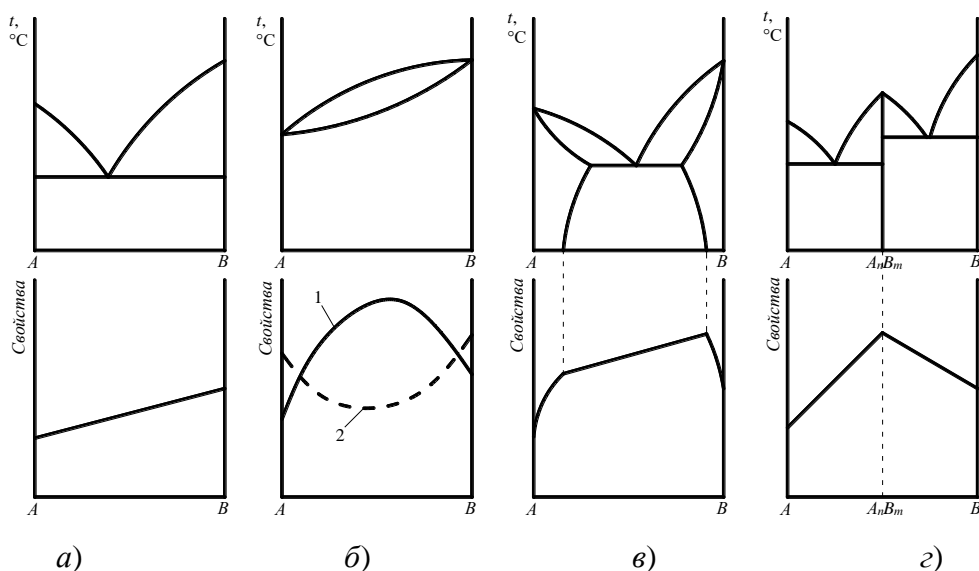


Рис. 2.14. Связь между диаграммами состояния и свойствами сплавов (по Н. С. Курнакову): *а* — для диаграммы I рода; *б* — для диаграммы II рода; *в* — для диаграммы III рода; *г* — для диаграммы IV рода

При образовании ограниченных твердых растворов (диаграммы III рода) свойства сплавов в области однофазных твердых растворов изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области — по прямолинейному закону, причем крайними точками на прямой являются свойства чистых фаз (рис. 2.14, в).

Если при кристаллизации сплавов образуется химическое соединение (диаграммы IV рода), то свойства сплава при концентрации компонентов, соответствующей образованию этого химического соединения, достигают максимума (или минимума) на кривой изменения свойств с соответствующим переломом самой кривой. Точка перелома кривой, соответствующая составу химического соединения, называется *сингулярной точкой* (рис. 2.14, г).

Конструкционная прочность материалов.

Особенности деформации поликристаллических тел.

Наклеп, возврат и рекристаллизация

Особенности деформации поликристаллических тел

Рассмотрим холодную пластическую деформацию поликристалла. Пластическая деформация металлов и сплавов как тел поликристаллических имеет некоторые особенности по сравнению с пластической деформацией монокристалла.

Деформация поликристаллического тела складывается из деформации отдельных зерен и деформации в приграничных объемах. Отдельные зерна деформируются скольжением и двойникованием, однако взаимная связь зерен и их множественность в поликристалле вносят свои особенности в механизм деформации.

Плоскости скольжения зерен произвольно ориентированны в пространстве, поэтому под влиянием внешних сил напряжения в плоскостях скольжения отдельных зерен будут различны. Деформация начинается в отдельных зернах, в плоскостях скольжения которых возникают максимальные касательные напряжения. Соседние зерна будут разворачиваться и постепенно вовлекаться в процесс деформации. Деформация приводит к изменению формы зерен: зерна получают форму, вытянутую в направлении наиболее интенсивного течения металла (поворачиваются осями наибольшей прочности вдоль направления деформации).

Металл приобретает волокнистое строение. Волокна с вытянутыми вдоль них неметаллическими включениями являются причиной неодинаковости свойств вдоль и поперек волокон. Одновременно с изменением формы зерен в процессе пластической деформации происходит изменение ориентировки в пространстве их кристаллической решетки.

Когда кристаллические решетки большинства зерен получают одинаковую ориентировку, возникает *текстура деформации*.

Влияние пластической деформации на структуру и свойства металла: наклеп

Текстура деформации создает кристаллическую анизотропию, при которой наибольшая разница свойств проявляется для направлений, расположенных под углом 45° друг к другу. С увеличением степени деформации характеристики пластичности (относительное удлинение, относительное сужение) и вязкости (ударная вязкость) уменьшаются, а прочностные характеристики (предел упругости, предел текучести, предел прочности) и твердость увеличиваются. Также повышается электросопротивление, снижаются сопротивление коррозии, теплопроводность, магнитная проницаемость.

Совокупность явлений, связанных с изменением механических, физических и других свойств металлов в процессе пластической деформации, называют *деформационным упрочнением* или *наклепом*.

Упрочнение при наклепе объясняется возрастанием на несколько порядков плотности дислокаций:

$$\rho = 10^6 \dots 10^8 \rightarrow 10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}.$$

Их свободное перемещение затрудняется взаимным влиянием, также торможением дислокаций в связи с измельчением блоков и зерен, искажениями решетки металлов, возникновением напряжений.

Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла: возврат и рекристаллизация

Деформированный металл находится в неравновесном состоянии. Переход к равновесному состоянию связан с уменьшением искажений в кристаллической решетке, снятием напряжений, что определяется возможностью перемещения атомов.

При низких температурах подвижность атомов мала, поэтому состояние наклепа может сохраняться неограниченно долго.

При повышении температуры металла в процессе нагрева после пластической деформации диффузия атомов увеличивается и начинают действовать процессы разупрочнения, приводящие металл в более равновесное состояние — *возврат и рекристаллизация*.

Возврат. Небольшой нагрев вызывает ускорение движения атомов, снижение плотности дислокаций, устранение внутренних напряжений и восстановление кристаллической решетки

Процесс частичного разупрочнения и восстановления свойств называется *отдыхом* (первая стадия возврата). Имеет место при температуре:

$$T = (0,25 - 0,3) T_{пл}.$$

Возврат уменьшает искажение кристаллической решетки, но не влияет на размеры и форму зерен и не препятствует образованию текстуры деформации.

Полигонизация — процесс деления зерен на части: фрагменты, полигоны в результате скольжения и переползания дислокаций.

При температурах возврата возможна группировка дислокаций одинаковых знаков в стенки, деление зерна малоугловыми границами.

В полигонизированном состоянии кристалл обладает меньшей энергией, поэтому образование полигонов — процесс энергетически выгодный.

Процесс протекает при небольших степенях пластической деформации. В результате понижается прочность на 10–15 % и повышается пластичность. Границы полигонов мигрируют в сторону большей объемной плотности дислокаций, присоединяя новые дислокации, благодаря чему углы разориентировки зерен увеличиваются (зерна аналогичны зернам, образующимся при рекристаллизации). Изменений в микроструктуре не наблюдается. Температура начала полигонизации не является постоянной. Скорость процесса зависит от природы металла, содержания примесей, степени предшествующей деформации.

При нагреве до достаточно высоких температур подвижность атомов возрастает и происходит *рекристаллизация*.

Рекристаллизация — процесс зарождения и роста новых недеформированных зерен при нагреве наклепанного металла до определенной температуры.

Нагрев металла до температур рекристаллизации сопровождается резким изменением микроструктуры и свойств. Нагрев приводит к резкому снижению прочности при одновременном возрастании пластичности. Также снижается электросопротивление и повышается теплопроводность.

Первая стадия — первичная рекристаллизация (обработки) заключается в образовании центров кристаллизации и росте новых равновесных зерен с неискаженной кристаллической решеткой. Новые зерна возникают у границ старых зерен и блоков, где решетка была наиболее искажена. Количество новых зерен постепенно увеличивается и в структуре не остается старых деформированных зерен.

Движущей силой первичной рекристаллизации является энергия, аккумулированная в наклепанном металле. Система стремится перейти в устойчивое состояние с неискаженной кристаллической решеткой.

Вторая стадия — собирательная рекристаллизация заключается в росте образовавшихся новых зерен.

Движущей силой является поверхностная энергия зерен. При мелких зернах поверхность раздела большая, поэтому имеется большой запас поверхностной энергии. При укрупнении зерен общая протяженность границ уменьшается, и система переходит в более равновесное состояние.

Температура начала рекристаллизации связана с температурой плавления:

$$T_{рек} = aT_{пл},$$

- для металлов $a = 0,4$;
- для твердых растворов $a = 0,5 - 0,8$;
- для металлов высокой чистоты $a = 0,1 - 0,2$.

Основными факторами, определяющими величину зерен металла при рекристаллизации, являются температура, продолжительность выдержки при нагреве и степень предварительной деформации.

С повышением температуры происходит укрупнение зерен, с увеличением времени выдержки зерна также укрупняются. Наиболее крупные зерна образуются после незначительной предварительной деформации 3–10 %. Такую деформацию называют *критической*. И такая деформация нежелательна перед проведением рекристаллизационного отжига.

Практически рекристаллизационный отжиг проводят для малоуглеродистых сталей при температуре 600–700 °С, для латуней и бронз — 560–700 °С, для алюминиевых сплавов — 350–450 °С, для титановых сплавов — 550–750 °С.

3. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Сплавы железа распространены в промышленности наиболее широко. Главные из них — сталь и чугун — представляют собой сплавы железа с углеродом. Несмотря на стремительное развитие производства и применения различного рода материалов, 93 % используемых в мире конструкционных материалов составляют стали и чугуны.

В 1868 г. Д. К. Чернов в работе «Критический обзор статей г.г. Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные исследования Д. К. Чернова по этому же предмету» указал на существование в стали критических точек, тем самым положив начало изучению диаграммы состояния железо-углерод.

Железо с углеродом образует ряд химических соединений: Fe_3C , Fe_2C и др. Диаграмму состояния железо-углерод обычно изображают для соединения Fe_3C — цементита, содержащего 6,67 % С. Сплавы с более высоким содержанием углерода очень хрупки и практического применения не имеют. Помимо цементита в системе железо-углерод происходит образование графита.

Железо-цементит — метастабильная система. Цементит — термодинамически менее устойчивая фаза по сравнению с графитом, но кинетически образование цементита более вероятно. Поэтому диаграмму состояния железо-цементит называют метастабильной диаграммой, а диаграмму железо-графит — стабильной.

Компоненты и фазы в системе железо-углерод

Чистое железо — серебристо-серый металл, принадлежащий к VIII группе периодической системы. Атомный номер 26, атомная масса 55,85, плотность 7,86 г/см³, температура плавления 1 536 °С. Чистое лабораторное железо содержит не более 0,0001 % примесей, технически чистое — около 0,1–0,15 % примесей. Прочность технического железа невелика: $\sigma_v = 250$ МПа при довольно высокой пластичности $\delta = 50$ %, $\psi = 80$ %.

Железо в твердом состоянии может находиться в двух полиморфных модификациях: α и γ . Модификация α существует при температурах ниже 911 °С и выше 1392 °С. Для интервала температур 1 392–1 536 °С α -железо нередко

обозначают как δ -железо, хотя оно не представляет собой новой кристаллической фазы.

Кристаллическая решетка α -железа — объемноцентрированный куб, γ -железо имеет гранецентрированную кубическую решетку.

Кривая охлаждения фиксирует два полиморфных и одно магнитное превращение (рис. 3.1). До температуры 768 °С α -железо магнитно (ферромагнитно). Критическую точку (768 °С), соответствующую магнитному превращению, т.е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают A_2 (A — *arrêter* (фр.) — остановка (площадка на кривой охлаждения и нагрева)). При магнитном превращении температурная остановка при 768 °С связана не с перестройкой кристаллической решетки и перекристаллизацией, а с внутриатомными изменениями внешних и внутренних электронных оболочек, которые и приводят к изменениям магнитных свойств. Выше 768 °С железо парамагнитное. Парамагнитное α -железо обозначают как β -железо. Оно существует в интервале температур 768–911 °С.

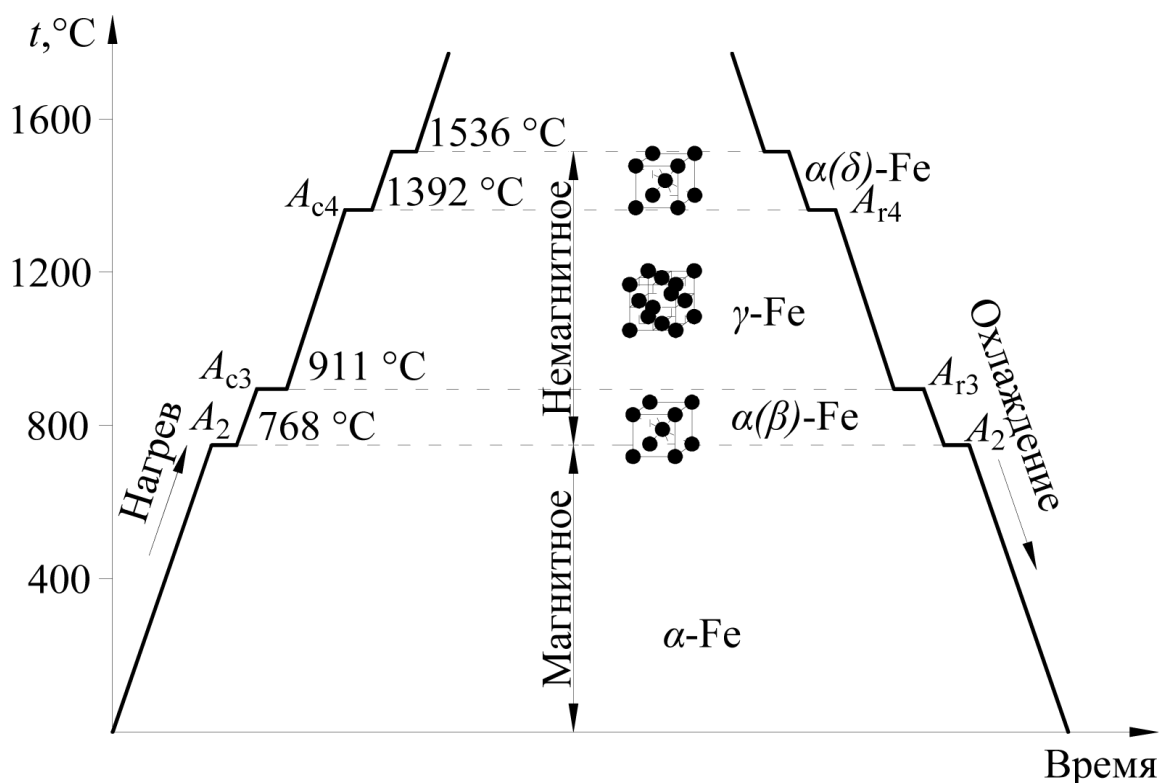


Рис. 3.1. Кривая нагрева-охлаждения чистого железа

Критическую точку перехода $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения при 911 °С обозначают соответственно A_{c3} (при нагреве) и A_{r3} (при охлаждении) (r — *refroidissement* (фр.) — охлаждение, c — *chauffage* (фр.) — нагрев). Критическую точку пере-

хода $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -железа при 1 392 °С обозначают A_{c4} (при нагреве) и A_{r4} (при охлаждении).

Плотность γ -железа при 20 °С (получена экстраполированием) выше, чем α -железа, и равна 8,0–8,1 г/см³. При превращении $\alpha \rightarrow \gamma$ происходит сжатие. Объемный коэффициент сжатия составляет примерно 1,0 %.

Углерод принадлежит к IV группе периодической системы. Углерод встречается в природе в виде двух основных модификаций: алмаза и графита. Атомная масса углерода 12, плотность графита 2,25 г/см³, температура плавления 3 500 °С. Графит имеет гексагональную слоистую кристаллическую решетку. Графит — мягкий материал и обладает низкой прочностью. Прочность графита с увеличением температуры аномально растет: при 20 °С $\sigma_{\sigma} = 20$ МПа, при 2 500 °С графит прочнее всех тугоплавких металлов.

Углерод образует с железом твердые растворы внедрения. Растворимость углерода в железе зависит от его кристаллической формы. Диаметр поры кристаллической решетки ОЦК значительно меньше, чем диаметр поры решетки ГЦК. Поэтому α -Fe способно растворять углерод в очень малом количестве, а растворимость углерода в γ -Fe существенно больше. Влияние малого размера октаэдрической поры в решетке ОЦК на низкую растворимость углерода усугубляется еще тем, что сама октаэдрическая пора несимметрична: она вытянута по одной оси вследствие воздействия на нее близлежащих атомов, в том числе и в центре куба.

В системе железо-углерод возможно присутствие следующих фаз: жидкой фазы, твердых растворов на базе α -Fe (феррита) и на базе γ -Fe (аустенита), химического соединения Fe₃C (цементита) и графита.

Феррит (Φ) (лат. *ferrum* — железо) — твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Различают низкотемпературный α -феррит с максимальной растворимостью углерода при 727 °С 0,02 %; при 20 °С в феррите растворяется около 0,006 % С. И высокотемпературный δ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1%. Свойства феррита близки к свойствам чистого железа.

*Аустенит*¹ (A) — твердый раствор внедрения углерода в γ -железе. При 1 147 °С аустенит может содержать до 2,14 % С, при 727 °С — 0,8 % С.

И в феррите, и в аустените могут растворяться многие легирующие элементы, образуя твердые растворы замещения и резко изменяя их свойства.

¹ Получил название по имени английского ученого У. Робертса-Остена (W. Roberts-Austen).

Кроме того, легирование может значительно менять температуру границ существования этих фаз.

Цементит (Ц) — карбид железа Fe_3C , в котором содержится 6,67 % С. Температура плавления цементита 1 252 °С. Обладает высокой твердостью (около 800 НВ), легко царапает стекло. Цементит очень хрупок, имеет почти нулевую пластичность, сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. При нагреве цементит распадается.

Диаграмма состояния системы железо-цементит (метастабильное состояние)

Диаграмма состояния железо-цементит приведена на рис. 3.2. Она показывает фазовый состав и структуру сплавов с концентрацией углерода от нуля (чистое железо) до 6,67 % (цементит).

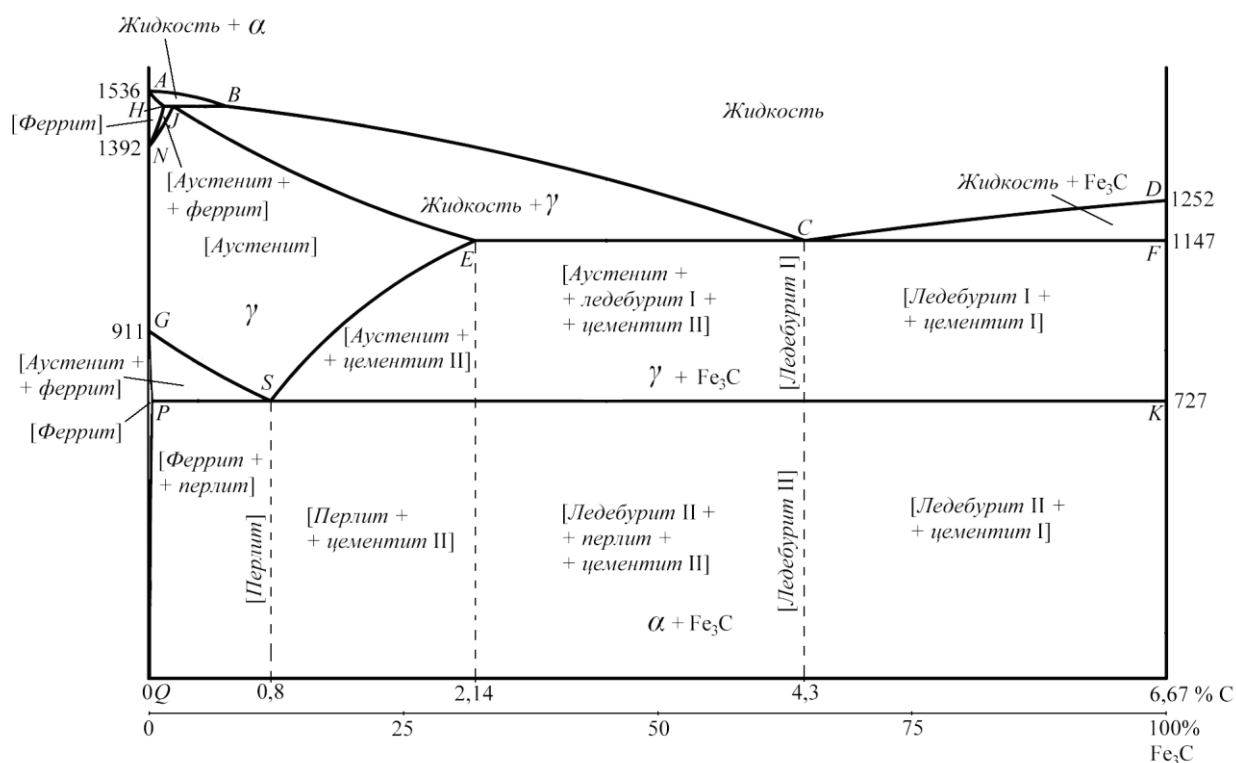


Рис. 3.2. Диаграмма состояния Fe-Fe₃C

Система Fe-Fe₃C метастабильная. Образование цементита вместо графита дает меньший выигрыш свободной энергии, однако кинетическое образование карбида железа более вероятно.

Линия *ABCD* — линия ликвидус, линия *АНJЕСF* — солидус. Точка *A* соответствует температуре плавления железа (1 536 °С), точка *D* — температуре

плавления цементита (1 252 °С). Точки *N* (1 392 °С) и *G* (911 °С) соответствуют температурам полиморфного превращения железа.

Характерным точкам диаграммы состояния Fe — Fe₃C (рис. 3.2) соответствуют следующие концентрации углерода (% по массе): *B* — 0,51 % С в жидкой фазе, находящейся в равновесии с δ-ферритом и аустенитом при перитектической температуре 1 499 °С; *H* — 0,1 % С (предельное содержание в δ-феррите при 1 499 °С); *J* — 0,16 % С — в аустените при перитектической температуре 1 499 °С; *E* — 2,14 % С (предельное содержание в аустените при эвтектической температуре 1 147 °С); *S* — 0,8 % С в аустените при эвтектоидной температуре 727 °С; *P* — 0,02 % С (предельное содержание в феррите при эвтектоидной температуре 727 °С).

В системе Fe-Fe₃C на разных ярусах происходят перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения. По линии *HJB* при 1 499 °С происходит перитектическое превращение: $\mathcal{J}_B + \Phi_H \leftrightarrow A_J$. По линии *ECF* при 1 147 °С происходит эвтектическое превращение: $\mathcal{J}_C \leftrightarrow A_E + \mathcal{C}_F$. Образующаяся эвтектика называется ледебуритом. *Ледебурит*² (*L*) — механическая смесь аустенита и цементита, содержащая 4,3 % углерода.

По линии *PSK* при 727 °С происходит эвтектоидное превращение: $A_S \leftrightarrow \Phi_P + \mathcal{C}_K$, в результате которого из аустенита, содержащего 0,8 % С, образуется механическая смесь феррита и цементита. Эвтектоидное превращение происходит аналогично кристаллизации эвтектики, но не из жидкости, а из твердого раствора. Образующийся эвтектоид называется перлитом. *Перлит* (от фр. *Perle* — жемчужина) (*П*) — механическая смесь феррита и цементита, содержащая 0,8 % С. Перлит состоит из пластинок цементита в ферритной основе, на травленном шлифе имеет блеск перламутра, отсюда и название — перлит. Зерно перлита состоит из параллельных пластинок цементита и феррита. Чем грубее и крупнее выделения цементита, тем хуже механические свойства перлита. Аустенит, входящий в состав ледебурита, при 727 °С также испытывает эвтектоидное превращение. Поэтому ниже 727 °С ледебурит состоит из механической смеси перлита и цементита.

Часто пользуются более упрощенной диаграммой (без перитектики), так как все сплавы, содержащие до 2,14 % С, после завершения кристаллизации имеют аустенитную структуру.

² От имени немецкого металлурга А. Ледебура (А. Ledebur).

На рис. 3.3 приведены кривые охлаждения сплавов, содержащих менее 0,02; 0,5; 0,8; 1,7; 3,5; 4,3; 5,5 % С.

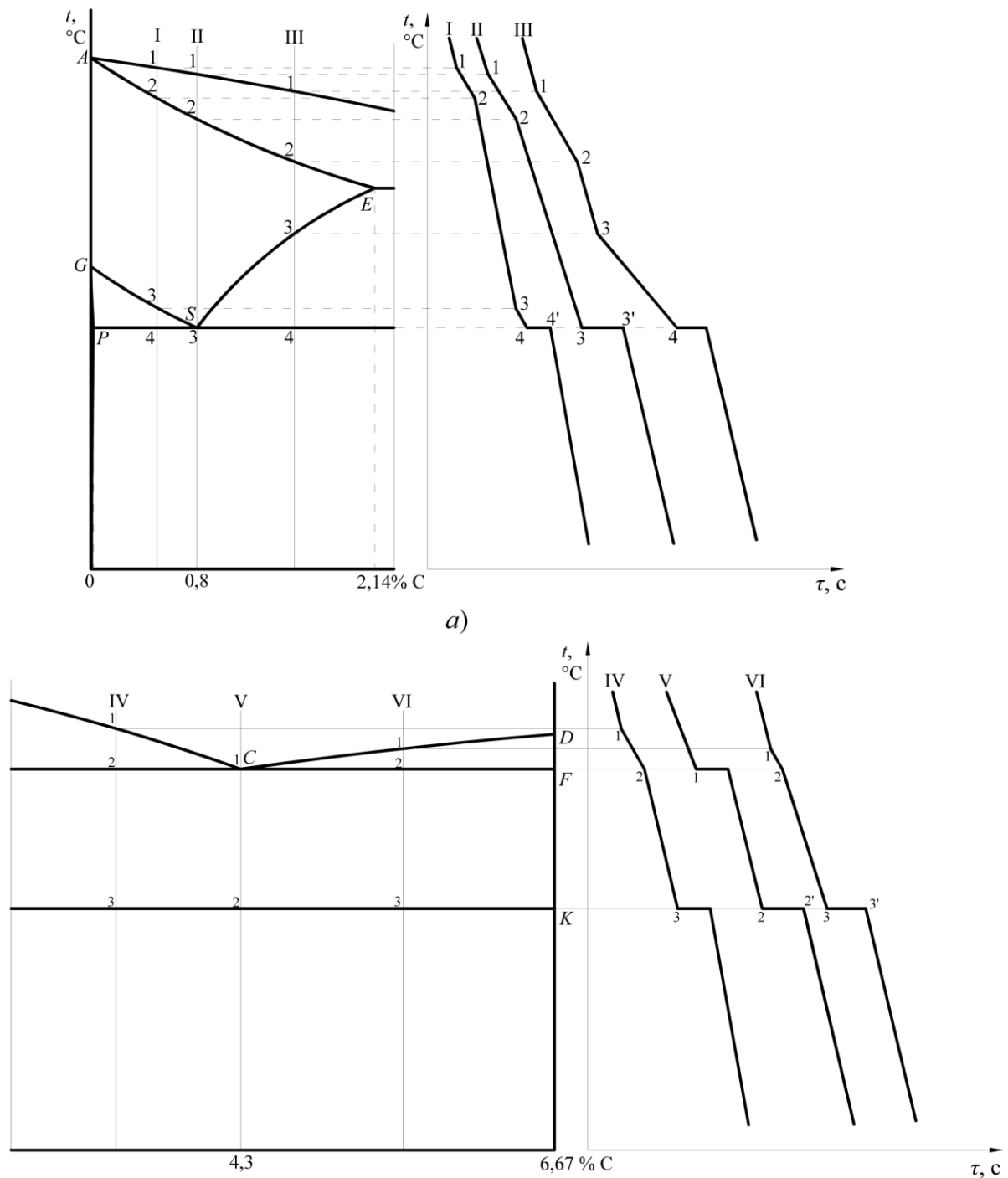


Рис. 3.3. Кривые охлаждения железоуглеродистых сплавов с разным содержанием углерода: левая (а) и правая (б) части диаграммы состояния системы Fe-Fe₃C

Сплав I содержит 0,5 % С. Образование кристаллов аустенита происходит в интервале температур 1–2. Состав аустенита изменяется по линии солидус

AE, состав жидкой фазы по линии ликвидус *AC*. В точке 2 кристаллизация аустенита заканчивается, и от точки 2 до точки 3 структурных изменений в нем не происходит, аустенит просто охлаждается. В точке 3 начинается выделение феррита из аустенита. Концентрация углерода в феррите изменяется по линии *GP*, а концентрация углерода в аустените — по линии *GS*. При охлаждении сплава до точки 4 состав аустенита будет соответствовать точке *S*, т.е. эвтектоидному составу. При температуре 727 °С произойдет эвтектоидное превращение с образованием перлита $A_S \rightarrow \Phi_P + Ц_K$. При комнатной температуре структура сплава состоит из феррита и перлита.

Количество перлита в структуре увеличивается по мере роста содержания углерода в сплаве вплоть до концентрации 0,8 %.

Сплав II, содержащий 0,8 % С, по составу соответствует точке *S*. Аустенит сплава с такой концентрацией углерода не испытывает превращений при охлаждении до 727 °С, а при этой температуре весь аустенит превращается в перлит. При комнатной температуре структура сплава состоит из одного перлита.

Концентрация углерода в сплаве III составляет более 0,8%, но менее 2,14 %. До точки 3 превращения в этом сплаве такие же, как в сплавах II и III. При охлаждении в диапазоне температур между точками 3–4 из кристаллической решетки аустенита выделяется избыточный углерод с образованием вторичного цементита *Ц_ц*. При этом содержание углерода в аустените изменяется по линии *ES*. На линии *PSK* при температуре 727 °С происходит эвтектоидное превращение, при котором аустенит превращается в перлит. Поэтому при комнатной температуре структура сплава состоит из перлита и вторичного цементита.

Сплавы IV, V, VI содержат более 2,14 % углерода. При первичной кристаллизации таких сплавов происходит эвтектическое превращение, в процессе которого из жидкости, содержащей 4,3 % углерода, образуется ледебурит — механическая смесь двух твердых фаз: аустенита и цементита.

В сплаве IV кристаллизация начинается в точке 1 выделением аустенита из жидкого раствора и заканчивается в точке 2. При охлаждении в интервале температур между точками 1 и 2 состав аустенита изменяется по линии солидус, а концентрация углерода в жидкой фазе — по линии ликвидус. В точке 2 при 147 °С состав жидкости соответствует точке *C*, т.е. жидкость имеет концентрацию углерода, равную 4,3 %. Количественное соотношение жидкой и твердой фаз в точке 2 определяется отношением отрезков *E2* и *2C*. Длину отрезков можно измерять в миллиметрах или определять по разности concentra-

ций. Если соотношения отрезков умножить на 100, то получим количество составляющих в процентах. При 1 147 °С происходит эвтектическое превращение $J_C \rightarrow A_S + C_F$. При дальнейшем охлаждении в интервале 2-3 из аустенита, как структурно свободного, так и входящего в эвтектику (ледебурит), выделяется вторичный цементит. Состав аустенита изменяется по линии ES , т.е. от 2,14 до 0,8 % С. В точке 3 происходит перлитное превращение аустенита, содержащего 0,8 % С. Структура сплава IV при комнатной температуре состоит из перлита и ледебурита. Вторичный цементит и цементит ледебурита сливаются и практически неразличимы.

В сплаве V, содержащем 4,3 % С, при эвтектической температуре вся жидкость превращается в ледебурит. При понижении температуры содержание углерода в аустените, входящем в ледебурит, понижается по линии ES . При 727 °С происходит перлитное превращение аустенита.

В сплаве VI кристаллизация начинается с образования кристаллов цементита. Такой цементит называют первичным (C_I). Первичный цементит выделяется из жидкости при охлаждении в интервале температур 1–2. Состав жидкости при этом меняется по линии ликвидус и в точке 2 жидкость содержит 4,3 % С. Количественное соотношение жидкой и твердой фаз в точке 2 определяется соотношением отрезков $E2$ и $C2$. При 1 147 °С происходит эвтектическое превращение. Аустенит образовавшегося ледебурита при охлаждении испытывает превращения, рассмотренные выше. При комнатной температуре структура сплава VI состоит из ледебурита и первичного цементита.

На свойства сплавов оказывает большое влияние различие в размерах и расположении выделений цементита.

C_I выделяется при высоких температурах непосредственно из жидкой фазы. Его кристаллы — крупные, т.е. C_I дает наиболее грубые выделения. C_{II} выделяется из аустенита при достаточно высоких температурах и высокой скорости диффузии. Поэтому C_{II} образуется в виде сетки по границам зерен. C_{III} выделяется из феррита при сравнительно низких температурах. C_{III} выделяется обычно внутри зерен в виде дисперсных включений. Эти включения увеличивают прочность феррита.

Сплавы системы Fe-Fe₃C по структурному признаку делят на две группы: углеродистые стали и белые чугуны.

Углеродистые стали содержат до 2,14 % С и заканчивают кристаллизацию образованием аустенита. Белые чугуны содержат более 2,14 % С и заканчивают кристаллизацию образованием эвтектики — ледебурита.

Структуры сталей и чугунов с разным содержанием углерода приведены на рис. 3.4 и 3.5.

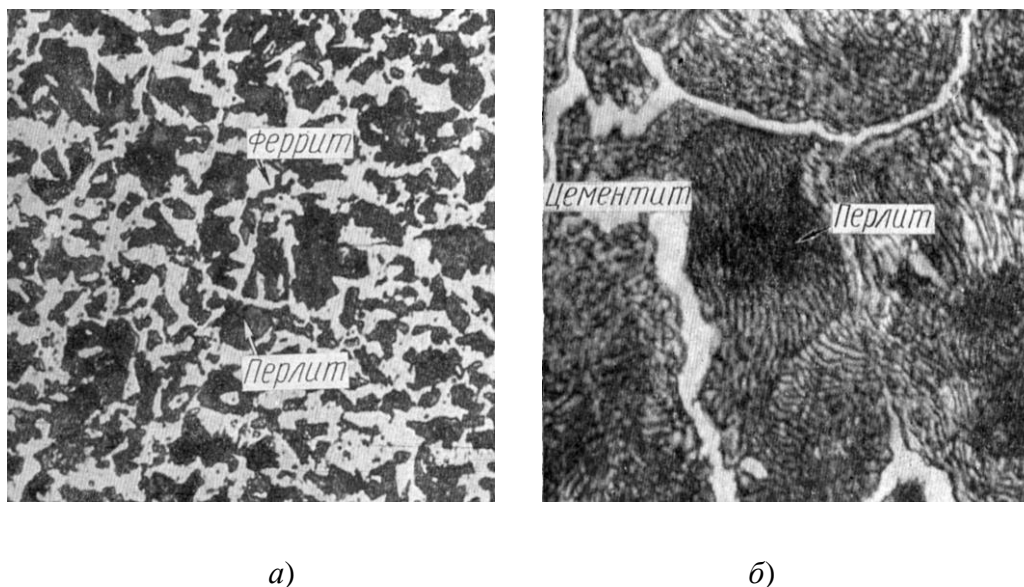


Рис. 3.4. Микроструктура стали ($\times 200$):
a — доэвтектоидной; *б* — заэвтектоидной

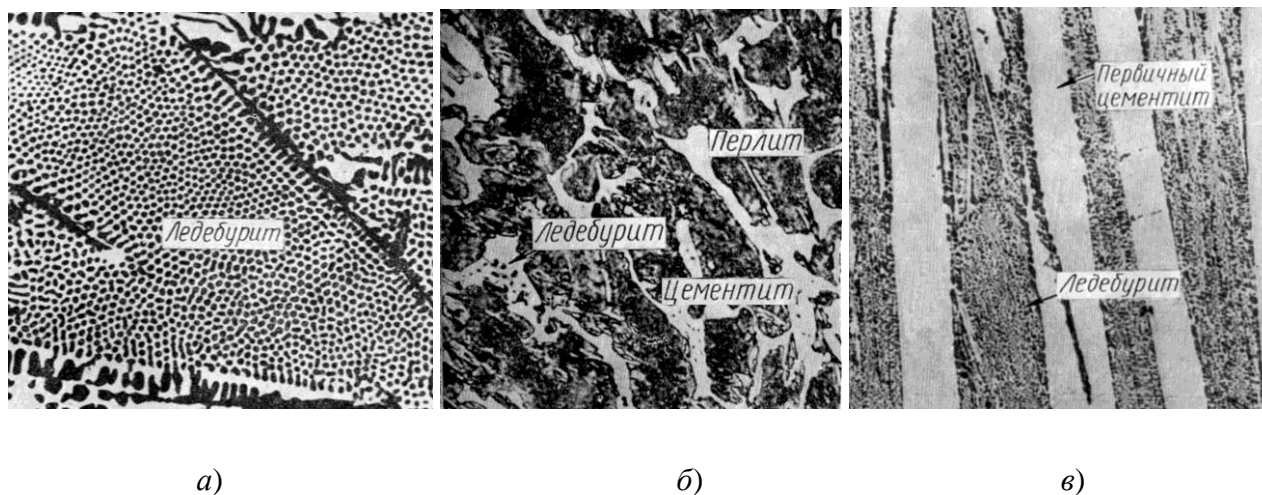


Рис. 3.5. Структуры белых чугунов ($\times 200$):
a — эвтектического; *б* — доэвтектического; *в* — заэвтектического

Отсутствие в структуре сталей хрупкой эвтектики — ледебурита — повышает их пластичность, что позволяет подвергать их обработке давлением.

Вместе с тем наличие в структуре чугунов легкоплавкого ледебурита повышает их литейные свойства.

По структуре углеродистые стали бывают доэвтектоидные ($\Phi + П$), эвтектоидные ($П$) и заэвтектоидные ($П + Ц$). Белые чугуны также делятся на доэвтектические ($А + Л$), эвтектические ($Л$) и заэвтектические ($Л + Ц$).

Диаграмма состояния системы железо-графит (стабильное состояние)

Диаграмма состояния системы железо-графит характеризует стабильное равновесие. Образование графита происходит в чугунах, содержащих значительное количество кремния. Углерод в виде графита выделяется непосредственно из жидкого расплава или аустенита либо за счет распада предварительно образовавшегося цементита.

Диаграмма состояния железо-графит (рис. 3.6) показана пунктирными линиями, нанесенными на диаграмму состояния железо-цементит. Это позволяет сравнить обе диаграммы.

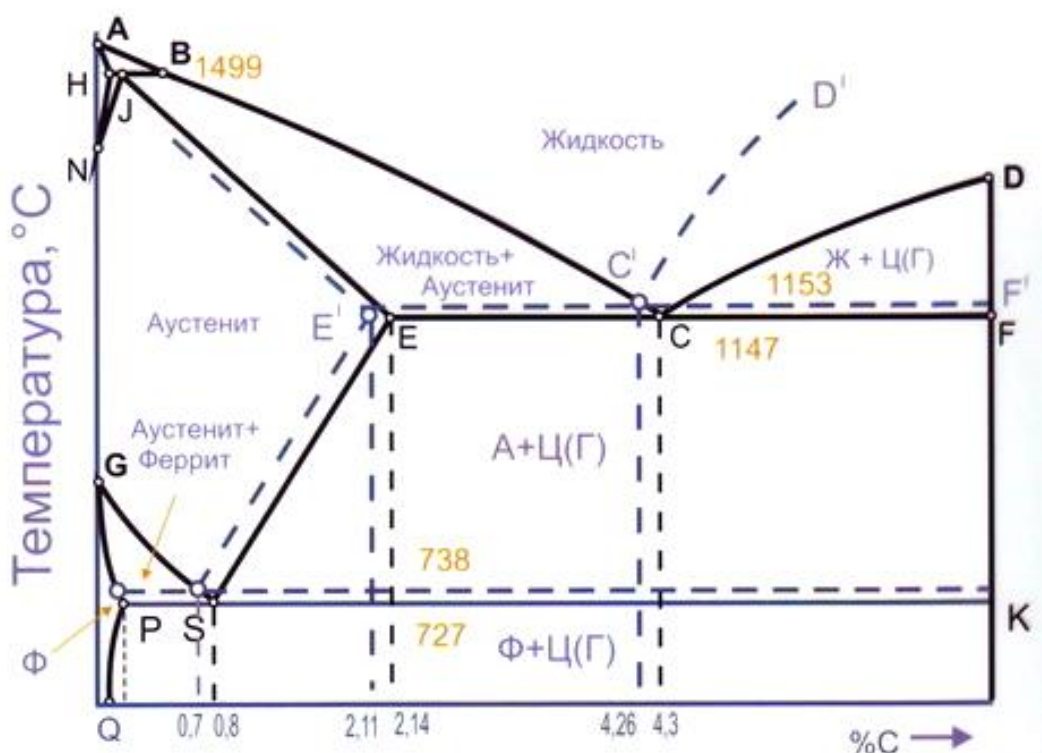


Рис. 3.6. Диаграмма состояния системы Fe-C (пунктирные линии)

Кроме общих линий AC , AE и GS , остальные сплошные и пунктирные линии обеих диаграмм не совпадают. Эвтектическая и эвтектоидная температуры диаграммы стабильного равновесия Fe-C выше, чем соответствующие температуры метастабильной диаграммы Fe-Fe₃C. В системе Fe-C графитная эвтектика (аустенит + графит), содержащая 4,26 % C, образуется при 1 153 °С. По линии $E'S'$ в интервале температур 1 153–738 °С выделяется вторичный графит.

Эвтектоидное превращение в системе Fe-C протекает при температуре 738 °С. Эвтектоид, состоящий из феррита и графита, содержит 0,7 % C.

Пользование диаграммой состояния железо-графит принципиально не отличается от пользования диаграммой состояния железо-цементит. Вероятность образования метастабильного цементита из жидкой фазы или аустенита значительно выше, чем графита.

Любой процесс определяется термодинамическими и кинетическими условиями. Движущей силой процесса графитизации является стремление системы уменьшить запас свободной энергии. Схема изменения свободной энергии жидкой фазы, смесей аустенита с цементитом и графитом при повышении температуры приведена на рис. 3.7. Из схемы видно, что цементит — термодинамически менее устойчивая фаза, чем графит. Однако разница между температурами T_1 и T_2 невелика, и при сравнительно небольшом переохлаждении будет происходить кристаллизация цементита, а не графита.

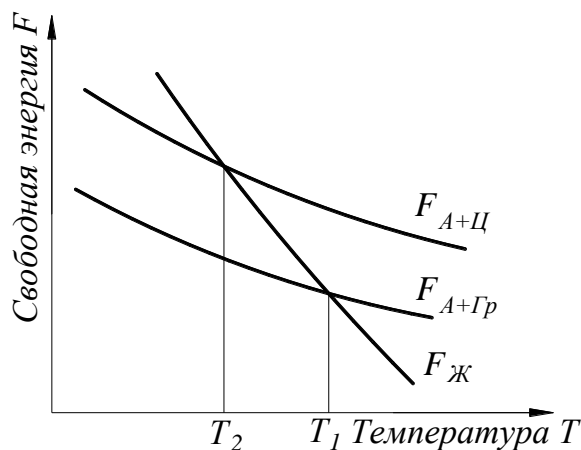


Рис. 3.7. Схема изменения свободной энергии при графитизации чугуна

Кристаллические структуры аустенита и цементита меньше различаются, чем кристаллические структуры аустенита и графита. Учитывая, что графит полностью состоит из углерода, а цементит содержит его только 6,67 %, состав жидкой фазы и аустенита ближе к цементиту, чем к графиту. Поэтому образо-

вание цементита из жидкости или аустенита происходит кинетически значительно легче, чем графита.

Графит образуется только при малых скоростях охлаждения в узком интервале температур, когда мала степень переохлаждения жидкой фазы. При ускоренном охлаждении и при переохлаждении жидкого чугуна ниже 1147 °С происходит образование цементита.

Общая характеристика углеродистых сталей

Сплавы железа с углеродом, содержащие до 2,14 % С (точка *E* на диаграмме Fe-Fe₃C) при малом содержании других элементов, называются углеродистыми сталями. Углеродистые стали завершают кристаллизацию образованием аустенита. В их структуре нет эвтектики (ледебурита), благодаря чему они обладают высокой пластичностью, особенно при нагреве, и хорошо деформируются.

Углеродистые стали выплавляются в электропечах, мартеновских печах и кислородных конвертерах. Наилучшими свойствами обладает электросталь, более чистая по содержанию вредных примесей — серы и фосфора, а также газов и неметаллических включений. Она идет для изготовления наиболее ответственных деталей.

По способу раскисления различают кипящие, полуспокойные и спокойные стали. При одинаковом содержании углерода кипящие, полуспокойные и спокойные стали имеют близкие величины прочностных свойств и различаются значениями характеристик пластичности. Содержание кремния в спокойной стали составляет 0,15–0,35 %, в полуспокойной 0,05–0,15 %, в кипящей до 0,05 %.

Для раскисления кипящей стали кремний и алюминий не применяют, ее раскисляют марганцем. Кипящая сталь имеет резко выраженную химическую неоднородность в слитке. Ее основным преимуществом является высокий (более 95 %) выход годного. Благодаря низкому содержанию кремния и углерода кипящие стали хорошо штампуются в холодном состоянии. Из-за повышенной концентрации кислорода кипящие стали имеют сравнительно высокий порог хладноломкости и их не рекомендуют применять для изделий северного исполнения. У полуспокойной стали, раскисляемой марганцем и в ковше алюминием, выход годного составляет 90–95 %.

Спокойная сталь раскисляется кремнием, марганцем и алюминием. Выход годного слитков спокойной стали около 85 %, но металл значительно более плотен и имеет более однородный химический состав.

Свойства углеродистых сталей зависят от содержания основного элемента — углерода, а также от содержания постоянных и скрытых примесей.

Влияние углерода на свойства стали

Углерод является важнейшим элементом, определяющим структуру и свойства углеродистой стали. Даже малое изменение содержания углерода оказывает заметное влияние на свойства стали. С увеличением углерода в структуре стали растет содержание цементита. При содержании до 0,8 % С сталь состоит из феррита и перлита, при содержании более 0,8 % С в структуре стали, кроме перлита, появляются структурно свободный вторичный цементит.

Феррит имеет низкую прочность, но сравнительно пластичен. Цементит характеризуется высокой твердостью, но хрупок. Поэтому с ростом содержания углерода увеличиваются твердость и прочность и уменьшаются вязкость и пластичность стали (рис. 3.8).

Рост прочности происходит при содержании в стали до 0,8–1,0 % С. При увеличении содержания углерода более 1,0 % уменьшается не только пластичность, но и прочность стали. Это связано с образованием сетки хрупкого цементита вокруг перлитных зерен, легко разрушающейся при нагружении. По этой причине заэвтектоидные стали подвергают специальному отжигу, в результате которого получают структуру зернистого перлита.

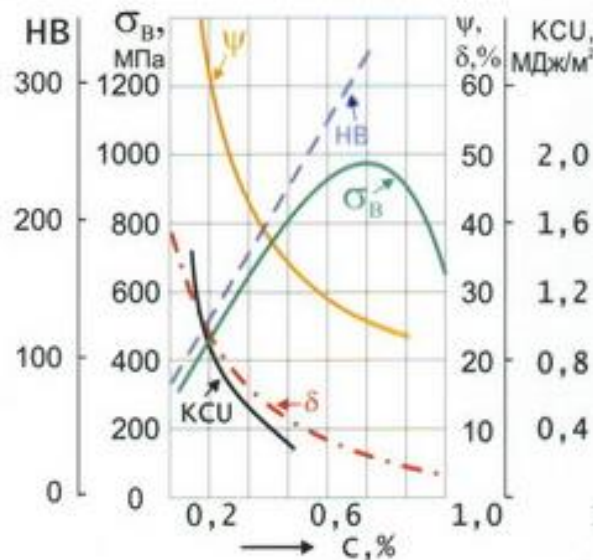


Рис. 3.8. Зависимость механических свойств стали от содержания углерода

Углерод оказывает существенное влияние на технологические свойства стали: свариваемость, обрабатываемость давлением и резанием. С увеличением содержания углерода ухудшается свариваемость, а также способность дефор-

мироваться в горячем и особенно в холодном состоянии. Лучше всего обрабатываются резанием среднеуглеродистые стали, содержащие 0,3–0,4 % С. Низкоуглеродистые стали при механической обработке дают плохую поверхность и трудноудаляемую стружку. Высокоуглеродистые стали имеют повышенную твердость, что снижает стойкость инструмента.

Повышение содержания углерода облегчает переход стали в хладноломкое состояние. Каждый 0,1 % С повышает температуру порога хладноломкости в среднем на 20 °С и расширяет переходный интервал от вязкого к хрупкому разрушению.

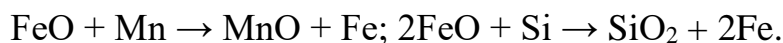
С увеличением содержания углерода в стали снижается плотность, растет электросопротивление и коэрцитивная сила и понижаются теплопроводность, остаточная индукция и магнитная проницаемость.

Влияние примесей на свойства стали

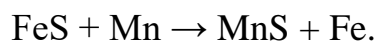
Примеси делятся на постоянные, скрытые и случайные.

Постоянными примесями в углеродистых сталях являются марганец, кремний, сера, фосфор, а скрытыми — газы: кислород, азот, водород.

Полезными примесями являются марганец и кремний. Их вводят в сталь в процессе выплавки для раскисления:



В углеродистой стали содержится 0,5–0,8 % Mn. Марганец, помимо раскисления, в этих количествах полностью растворяется в феррите и упрочняет его, увеличивает прокаливаемость стали, а также уменьшает вредное влияние серы, связывая ее:



В полностью раскисленной углеродистой стали содержится до 0,4 % Si. Кремний является полезной примесью, так как эффективно раскисляет сталь и, полностью растворяясь в феррите, сильно повышает предел текучести $\sigma_{0,2}$. Это снижает способность стали к вытяжке и особенно холодной высадке. В связи с этим в сталях, предназначенных для холодной штамповки и холодной высадки, содержание кремния должно быть сниженным.

Вредными примесями в стали являются сера и фосфор. Основным источником серы в стали — исходное сырье (чугун). Сера снижает пластичность и вязкость стали, а также сообщает стали красноломкость при прокатке и ковке. Сера нерастворима в стали. Она образует с железом соединение FeS — сульфид железа, хорошо растворимый в металле. При малом содержании марганца благодаря высокой ликвации серы в стали может образовываться легкоплавкая эвтектика Fe-FeS ($t_{\text{ни}} = 988 \text{ }^\circ\text{C}$). Эвтектика располагается по границам зерен. При нагреве стальных заготовок до температур горячей деформации ($1\ 000\text{--}1\ 200 \text{ }^\circ\text{C}$) эвтектика расплавляется, нарушается связь между зёрнами металла, вследствие чего при деформации стали в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины. Это явление носит название *красноломкости*.

Марганец устраняет красноломкость, так как сульфиды марганца не образуют сетки по границам зерен и имеют температуру плавления около $1\ 620 \text{ }^\circ\text{C}$, что выше температуры горячей деформации. Вместе с тем сульфиды марганца, как и другие неметаллические включения, также снижают вязкость и пластичность, уменьшают усталостную прочность стали. Поэтому содержание серы в стали строго ограничивается; в зависимости от качества стали оно не должно превышать $0,035\text{--}0,06 \%$.

Повышенное (до $0,2 \%$) содержание серы допускается лишь в автоматных сталях для изготовления крепежных деталей неответственного назначения. Сера улучшает обрабатываемость стали.

Основным источником фосфора — руды, из которых выплавляется исходный чугун. Фосфор является вредной примесью, способной в количестве до $1,2 \%$ растворяться в феррите. Содержание фосфора в зависимости от качества стали допускается не более $0,025\text{--}0,045 \%$.

Растворяясь в феррите, фосфор сильно искажает кристаллическую решетку и увеличивает пределы прочности и текучести, но уменьшает пластичность и вязкость. Фосфор резко отличается от железа по типу кристаллической решетки, диаметру атомов и их строению. Поэтому фосфор располагается вблизи границ зерен и способствует их охрупчиванию, повышая температурный порог хладноломкости и уменьшая работу развития трещины. Каждая $0,01 \%$ P повышает порог хладноломкости стали на $20\text{--}25 \text{ }^\circ\text{C}$.

Вредное влияние фосфора усугубляется тем, что он обладает большой склонностью к ликвации. Вследствие этого в срединных слоях слитка отдельные участки сильно обогащаются фосфором и имеют резко пониженную вязкость.

Скрытые примеси — кислород, азот, водород — присутствуют в стали либо в виде твердого раствора в феррите, либо в составе химических соедине-

ний (нитриды, оксиды), либо в свободном состоянии в порах металла. Кислород и азот мало растворимы в феррите. Они загрязняют сталь хрупкими неметаллическими включениями, что снижает вязкость и пластичность стали. Водород находится в твердом растворе и особенно сильно охрупчивает сталь. Повышенное содержание водорода, особенно в хромистых и хромоникелевых сталях, приводит к образованию внутренних трещин — флокенов.

Даже небольшие концентрации газов оказывают резко отрицательное влияние на свойства, ухудшая пластические и вязкие характеристики стали. Поэтому вакуумирование является важной операцией для улучшения свойств стали.

Кроме того, в углеродистых сталях присутствуют такие случайные примеси, как Cr, Ni, Cu, наличие которых обусловлено загрязненностью шихты.

Классификация углеродистых сталей

Углеродистые стали классифицируют по структуре, способу производства и раскисления, по качеству.

По структуре различают:

1) доэвтектоидную сталь, содержащую до 0,8 % С, структура которой состоит из феррита и перлита;

2) эвтектоидную, содержащую около 0,8 % С, структура которой состоит только из перлита;

3) заэвтектоидную, содержащую 0,8–2,14 % С; ее структура состоит из зерен перлита, окаймленных сеткой цементита.

По способу производства различают стали, выплавляемые в электропечах, мартеновских печах и кислородно-конвертерным способом.

По способу раскисления различают кипящие, полуспокойные и спокойные стали.

По качеству различают стали обыкновенного качества и качественные стали. Стали обыкновенного качества содержат не более 0,05 % S и не более 0,04 % P. Качественные стали содержат не более 0,04 % S (в случае инструментальных сталей до 0,03 %) и не более 0,035 % P, они менее загрязнены неметаллическими включениями и газами. В особо ответственных случаях применяются стали, содержащие менее 0,02 % S и 0,03 % P. Поэтому при одинаковом содержании углерода качественные стали имеют более высокие пластичность и вязкость, особенно при низких температурах. Качественные стали предпочтительнее для изготовления изделий, эксплуатируемых при низких температурах, в частности, в условиях Севера и Сибири.

Стали обыкновенного качества изготавливают по ГОСТ 380-2005. Выплавка их обычно производится в крупных мартеновских печах и кислородных конвертерах. Обозначают их буквами Ст и цифрами от 0 до 6, например: Ст0,

Ст1,..., Ст6. Буквы Ст обозначают «сталь», цифры — условный номер марки стали в зависимости от ее химического состава. В конце обозначения марки стоят буквы кп, пс, сп, которые указывают на способ раскисления: кп — кипящая, пс — полуспокойная, сп — спокойная.

Химический состав стали должен соответствовать нормам, указанным в табл. 3.1.

Таблица 3.1

Состав углеродистых сталей обыкновенного качества, % (ГОСТ 380-2005)

Марка стали	Массовая доля химических элементов, %		
	углерода	марганца	кремния
Ст0	≤ 0,023	–	–
Ст1кп,	0,06–0,12	0,25–0,50	≤ 0,05
Ст1пс,	0,06–0,12	0,25–0,50	0,05–0,15
Ст1сп	0,06–0,12	0,25–0,50	0,15–0,30
Ст2кп,	0,09–0,15	0,25–0,50	≤ 0,05
Ст2пс,	0,09–0,15	0,25–0,50	0,05–0,15
Ст2сп	0,09–0,15	0,25–0,50	0,15–0,30
Ст3кп,	0,14–0,22	0,30–0,60	≤ 0,05
Ст3пс,	0,14–0,22	0,40–0,65	0,05–0,15
Ст3сп,	0,14–0,22	0,40–0,65	0,15–0,30
Ст3Гпс	0,14–0,22	0,80–1,10	≤ 0,15
Ст3Гсп	0,14–0,20	0,80–1,10	0,15–0,30
Ст4кп,	0,18–0,27	0,40–0,70	≤ 0,05
Ст4пс,	0,18–0,27	0,40–0,70	0,05–0,15
Ст4сп	0,18–0,27	0,40–0,70	0,15–0,30
Ст5пс	0,28–0,37	0,50–0,80	0,05–0,15
Ст5сп	0,28–0,37	0,50–0,80	0,15–0,30
Ст5Гпс	0,22–0,30	0,80–1,20	≤ 0,15
Ст6пс,	0,38–0,49	0,50–0,80	0,05–0,15
Ст6сп	0,38–0,49	0,50–0,80	0,15–0,30

Чем больше цифра условного номера стали, тем выше в ней содержание углерода. Содержание серы в стали всех марок, кроме Ст0, должно быть не более 0,050 %, фосфора — не более 0,040 %; в стали марки Ст0 серы — не более 0,060 %, фосфора — не более 0,070 %.

Качественные углеродистые стали выплавляются в электропечах, кислородных конвертерах и мартеновских печах по ГОСТ 1050-2013. Качественные стали поставляют по химическому составу и по механическим свойствам (табл. 3.2). К ним предъявляются более жесткие требования по содержанию вредных примесей (серы не более 0,04 %, фосфора не более 0,035 %). Для сталей марок 11 кп и 18 кп, применяемых для плакировки, содержание серы должно быть не более 0,035 %, фосфора не более 0,030 % .

Таблица 3.2

Состав и свойства некоторых марок качественных углеродистых сталей (ГОСТ 1050-2013)

Марка стали	Массовая доля элементов, %				Механические свойства, не менее			
	углерода	кремния	марганца	хрома, не более	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
0,5кп	≤ 0,06	≤ 0,03	≤ 0,40	0,10	—	255	34	—
0,8кп	0,05–0,12	≤ 0,03	0,25–0,50	0,10	175	290	33	60
08пс	0,05–0,11	0,05–0,17	0,35–0,65	0,10	175	295	33	60
08	0,05–0,12	0,17–0,37	0,35–0,65	0,10	196	320	33	60
10кп	0,07–0,14	≤ 0,07	0,25–0,50	0,15	185	310	33	55
10пс	0,07–0,14	0,05–0,17	0,35–0,65	0,15	195	310	32	55
10	0,07–0,14	0,17–0,37	0,35–0,65	0,15	205	330	31	55
11кп	0,05–0,12	≤ 0,06	0,30–0,50	0,15	205	330	31	55
15кп	0,12–0,19	≤ 0,07	0,25–0,50	0,25	205	350	29	55
15пс	0,12–0,19	0,05–0,17	0,35–0,65	0,25	210	365	28	55
15	0,12–0,19	0,17–0,37	0,35–0,65	0,25	225	370	27	55
18кп	0,12–0,20	≤ 0,06	0,30–0,50	0,15	225	365	27	55
20кп	0,17–0,24	≤ 0,07	0,25–0,50	0,25	225	380	27	55
20пс	0,17–0,24	0,05–0,17	0,35–0,65	0,25	230	390	26	55
20	0,17–0,24	0,17–0,37	0,35–0,65	0,25	245	410	25	55
25	0,22–0,30	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	275	450	23	50
30	0,27–0,35	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	295	490	21	50
35	0,32–0,40	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	315	530	20	45
40	0,37–0,45	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	335	570	19	45
45	0,42–0,50	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	355	600	16	40
50	0,47–0,55	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	375	630	14	40
55	0,52–0,60	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	380	650	13	35
58 (55пп)	0,55–0,63	0,10–0,30	≤ 0,20	0,15	315	600	12	28
60	0,57–0,65	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25	400	680	12	35

Качественные углеродистые стали маркируют двузначными цифрами 05, 10, 15–60, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента.

При обозначении кипящей или полуспокойной стали в конце марки указывается степень раскисленности: кп, пс. В случае спокойной стали степень раскисленности не указывается.

По содержанию углерода качественные углеродистые стали подразделяются на низкоуглеродистые (до 0,25 % С), среднеуглеродистые (0,3–0,5 % С) и высокоуглеродистые конструкционные (до 0,65 % С).

Для изделий ответственного назначения применяют высококачественные стали с еще более низким содержанием серы и фосфора. Необходимость обеспечения низкого содержания вредных примесей в высококачественных сталях дополнительно удорожает и усложняет их производство. Поэтому обычно высококачественными сталями бывают не углеродистые, а легированные стали. При обозначении высококачественных сталей в конце марки добавляется буква А, например сталь У10А.

Углеродистые стали, содержащие 0,7–1,2 % С, используют для изготовления ударного и режущего инструмента. Их маркируют У7, У12, где У означает углеродистую сталь, а цифра — содержание углерода в десятых долях процента.

Маркировка сталей в национальных стандартах

Системы маркировки сталей и сплавов национальных стандартов в обозначениях марок отражают общие признаки, характеризующие материал: химический состав, механические свойства, показатели качества, способ производства. Однако совокупность этих признаков в обозначениях марок сталей в различных странах обозначается по-разному. Это связано с тем, что, во-первых, в обозначении, как правило, учитываются не все указанные признаки и, во-вторых, практически в каждой стране в обозначение часто вводят буквы и цифры, не относящиеся к этим признакам и имеющие собственный смысл. Существуют также марки сталей, обозначения которых вообще не учитывают указанных признаков и представляют собой аббревиатуры или полные названия разработавших их фирм, инициалы авторов, индексы технологических процессов, применявшихся при их обработке, и т.п. Все это затрудняет сопоставление различных марок сталей и требует составления специальных банков данных по их аналогам.

Несмотря на эти различия, можно выявить общую структуру обозначения марки стали, если в ее основе лежат указанные признаки. В общем виде обозначение марки стали можно представить в виде семи компонентов 1–7, где:

1 — условные обозначения, применяемые в стране для каждого класса сталей или способа получения стали;

2 — среднее содержание углерода, умноженное на 100;

3 — химические символы легирующих элементов (в России — с цифрами, следующими за каждым из них и указывающими в процентах их содержание);

4 — цифры, указывающие последовательно содержание каждого из перечисленных элементов;

5 — буквы, указывающие на качество стали, в том числе с точки зрения содержания в ней серы и фосфора;

6 — обозначение вида сортамента;

7 — обозначение принадлежности этой марки к стандарту.

В обозначение марки стали входит, как правило, только часть из этих компонентов. Вместо второго и третьего компонентов могут быть указаны гарантированные минимальные временное сопротивление разрыву (предел прочности) или предел текучести.

Наряду с национальными существуют международные (в странах СНГ) и европейские стандарты (Евронормы). В основу международных стандартов положены стандарты России, в том числе применяемые системы маркировки конструкционных сталей. В Евронормах разработанная на основе тех же общих признаков маркировка имеет свои особенности.

Маркировка сталей в России

В России принята буквенно-цифровая система обозначения марок сталей.

Маркировка углеродистых сталей приведена выше.

В легированных сталях основные легирующие элементы обозначают буквами: А — азот; К — кобальт; С — кремний; Б — ниобий; Л — бериллий; Т — титан; В — вольфрам; М — молибден; Х — хром; Г — марганец; Н — никель; Ц — цирконий; Д — медь; П — фосфор; Ч — редкоземельный; Е — селен; Р — бор; Ф — ванадий; Ю — алюминий.

Цифры, стоящие после буквы в обозначении марки стали, показывают примерную массовую долю элемента, округленную до целого числа. При средней массовой доле легирующего элемента до 1,5 % цифру за буквой не обозначают. Массовая доля углерода указывается вначале в сотых (конструкционные

стали) или десятых (инструментальные стали) долях процента. Так, конструкционную сталь, содержащую (%): С = 0,42–0,50; Мп = 0,5–0,8; Сг = 0,8–1,0; Ni = 1,3–1,8; Мо = 0,2–0,3 и V = 0,10–0,18 обозначают 45ХН2МФ. Инструментальную сталь для штампов горячего деформирования, содержащую (%): С = 0,32–0,40; Si = 0,80–1,20; Мп = 0,15–0,40; Сг = 4,5–5,5; Мо = 1,20–1,50 и V = 0,3–0,5, Si = 0,90–1,2 обозначают 4Х5МФС.

Если в инструментальной легированной стали $C > 1,0$ %, цифру в начале марки обычно не проставляют (например, X, ХВГ).

В обозначение марки *подшипниковой стали* входят: буква Ш и буквы, обозначающие легирующие элементы. За буквой X (легированная хромом) обозначают цифры, соответствующие массовой доле хрома в десятых долях процента (например, ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ).

Буква А в конце марки любой стали указывает, что сталь относится к категории *высококачественной* (30ХГСА, У7А), в середине обозначения марки — что сталь *легирована азотом* (16Г2АФ), в начале марки — что сталь *автоматная повышенной обрабатываемости резанием* (А35Г2). Буквы АС в начале марки указывают, что сталь *автоматная со свинцом* (АС35Г2).

Особовысококачественную сталь обозначают, добавляя через дефис в конце марки буквы Ш или другие буквы (табл. 3.3) (30ХГС-Ш или 95Х18-Ш). Это означает, что сталь подвергалась электрошлаковому переплаву, обеспечивающему эффективную очистку от сульфидов и оксидов.

Стали, полученные специальными методами, обозначаются буквами через дефис в конце марочного обозначения марки (табл. 3.3). Например, хромистая сталь ШХ15-ШД для прецизионных подшипников по химическому составу соответствует подшипниковой стали ШХ15, но производится методом переплава в вакуумно-дуговой печи электродов из стали ШХ15, которые изготовлены из слитка, полученного электрошлаковым переплавом.

Сталь, не содержащая в конце марки буквы А, Ш или другие буквы (табл. 3.3), относится к категории качественных (30ХГС, У7).

В конце марки конструкционной стали могут быть дополнительные буквенные обозначения: ПП — сталь *пониженной прокаливаемости*, Л — *литейная*, К — сталь *для котлов* и др.

Строительную сталь обозначают буквой С и цифрами, условно соответствующими пределу текучести проката. Буква К в конце марки — вариант химического состава стали с повышенной *коррозионной стойкостью* в атмосфере, а буква Т — *термоупрочненный прокат* (например, С245, С345Т, С390К).

**Дополнения к марочным обозначениям высоко-
и особовысококачественных сталей**

Дополнение к марочному обозначению	Первичная обработка	Последующий сплав
ВД	Вакуумно-дуговой переплав	–
ВИ	Вакуумно-индукционная выплавка	–
ИД	- « -	Вакуумно-дуговой
ИП	- « -	Плазменно-дуговой
ИШ	- « -	Электрошлаковый
ИЛ	- « -	Электронно-лучевой
ГР	Газокислородное рафинирование	–
П	Плазменно-дуговой переплав	–
ПТ	Плазменная выплавка	–
ПД	- « -	Вакуумно-дуговой
ПЛ	- « -	Электронно-лучевой
ПП	- « -	Плазменно-дуговой
ПШ	- « -	Электрошлаковый
СШ	Обработка синтетическим шлаком	–
Щ	Электрошлаковый переплав	–
ЩД	- « -	Вакуумно-дуговой
ШЛ	- « -	Электронно-лучевой
ШП	- « -	Плазменно-дуговой
ЭЛ	Электронно-лучевой переплав	–

В обозначение марки *быстрорежущей* стали входят: буква Р, цифра, указывающая среднюю массовую долю вольфрама в процентах. Во всех быстрорежущих сталях массовая доля хрома составляет около 4 %, поэтому в обозначении марки букву Х не указывают. Ванадий, массовая доля которого в различных марках колеблется от 1 до 5 %, обозначается буквой Ф, если его средняя массовая доля составляет более 2,5 %.

Массовая доля углерода в марочном обозначении быстрорежущей стали не указывается, так как она пропорциональна массовой доле ванадия. Если быстрорежущая сталь легирована молибденом или кобальтом, их массовая доля указывается в марке. Например, быстрорежущую сталь, содержащую (%): С = 1,0–1,1; Cr = 3,0–3,6; W = 8,5–9,6; V = 2,1–2,5; Со = 7,5–8,5; Мо = 3,8–4,3, обозначают Р9М4К8.

Маркировка сталей за рубежом

Особенности маркировки конструкционных сталей по Евро нормам определяются тем, какие признаки из указанных выше вводятся в обозначение марки. Если в маркировку вводятся механические свойства (без термической обработки или после нормализации), то в начале обозначения марки вводится символ железа Fe. Затем цифровые значения минимально гарантированного временного сопротивления разрыву или буква *E* и цифры, характеризующие минимально гарантированный предел текучести. Далее — химический символ легирующего элемента или показатель качества (через дефис). Затем, буква, характеризующая ограничение по содержанию серы и фосфора, и в конце марки — обозначение по Евро нормам (EU). Например: FeE360CrEU — сталь с гарантированным минимальным пределом текучести 360 МПа, легированная хромом, обозначения — по Евро нормам.

Степень чистоты по содержанию серы и фосфора определяется 15 уровнями, обозначается заглавными буквами *Y, V, U, T, R, Q, N, M, L, K, J, H, G, F, Z* в направлении уменьшения содержания (%) фосфора с 0,080 до 0,015 и серы с 0,060 до 0,020: *Y* (P < 0,08); *V* (P < 0,01); *U* (P < 0,08; S < 0,06); *T* (P < 0,06; S < 0,05); *R* (P < 0,05; S < 0,05); *Q* (P < 0,045; S < 0,045); *N* (P < 0,04; S < 0,04); *M* (P < 0,04; S < 0,035); *L* (P < 0,04; S < 0,03); *K* (P < 0,035; S < 0,035); *J* (P < 0,03; S < 0,025); *H* (P < 0,025; S < 0,035); *G* (P < 0,02; S < 0,025); *F* (P < 0,02; S < 0,015); *Z* (P < 0,015; S < 0,02).

Fe420N — сталь с гарантированным минимальным временным сопротивлением разрыву 420 МПа, содержание серы и фосфора менее 0,040 %. Склонность к свариваемости определяется четырьмя уровнями: *A, B, C, D*. Дополнительные показатели качества обозначают цифрами 1, 2, 3 и т.д. и указывают в обозначении марки через дефис.

Fe500B-2 — сталь с гарантированным минимальным временным сопротивлением разрыву 500 МПа, склонность к свариваемости *B*, показатель качества — 2.

Если основой маркировки является химический состав, то в углеродистых сталях вначале ставят символ углерода *C*, затем его содержание, потом могут быть буквы, указывающие на содержание серы и фосфора, и в конце — обозначение по Евро нормам.

Примеры: C35 — углеродистая сталь со средним содержанием углерода 0,35 %; C40K — углеродистая сталь со средним содержанием углерода 0,40 % и содержанием серы и фосфора 0,035 %; C42EU — углеродистая сталь со средним содержанием углерода 0,42 %, обозначение по Евро нормам.

В легированных сталях система построения маркировки такая же, как было указано выше, с одним отличием: если содержание каждого легирующего элемента превышает 5 %, то в обозначение марки стали добавляют вначале букву X и не указывают коэффициент для определения среднего содержания легирующих элементов (табл. 3.4). В остальных случаях применяют коэффициент (табл. 5.4). Примеры: 35NiCrMo6EU — никельхроммолибденовая сталь с C = 0,35 %, Ni = 3,5–4,0 % (коэффициент 4), обозначение по Еuronормам; X10CrNi1808 — хромоникелевая сталь с C = 0,10 %; Cr = 17–19 %; Ni = 7–9 %.

Таблица 3.4

Коэффициент для определения среднего содержания легирующих элементов (по еuronормам)

Элемент	Коэффициент
Cr, Co, Mn, Ni, Si, W	4
Al, Be, Cu Mo, Mb, Pb, Ta, Ti, V	10
N, P, S	100
B	1 000

Маркировка конструкционных углеродистых сталей обыкновенного качества общего назначения

В России стали поставляют по ГОСТ 380-2005. В Германии стали поставляют по национальным стандартам DIN (Deutsche Industrienorm) 17100, 17102, 1623/1, 1523/2. Маркировка осуществляется двумя способами с помощью цифр, обозначающих номер группы сталей или с помощью цифр и букв, обозначающих марку стали.

При первом способе используется двухзначный номер, для обозначения группы стали. При этом первая и вторая цифры двузначного номера могут изменяться от 0 до 9. Первая цифра характеризует способ производства. Например: 0 — способ производства не играет роли или не определен, 1 — томасовская кипящая сталь, 5 — мартеновская кипящая сталь, 7 — кипящая кислородно-конвертерная сталь, 9 — сталь, полученная электровыплавкой. Вторая цифра характеризует вид обработки. Например: 0 — без обработки после прокатки, 1 — нормализация, 5 — улучшение, 7 — холодное пластическое деформирование, 9 — специальная обработка. В соответствии с классификацией существует 86 групп сталей, начиная с марок, обозначенных 00; 01; 02 и т.д. Существуют

особые виды обычных и качественных сталей, в обозначении марок которых вначале идет цифра 9: 90; 91; 92–99. Стали углеродистые обыкновенного качества попадают в группы 00 (торговые и низшие сорта), 01 — $C < 0,30 \%$ по DIN 17100 и 02 — $C < 0,30 \%$ по остальным стандартам.

Второй способ предусматривает в начале марки заглавную букву, характеризующую способ раскисления стали (*U* — кипящая, *R* — спокойная или полуспокойная, *RR* — сталь, успокоенная по спецтехнологии), затем следуют буквы *St*, далее двухзначное (МПа/10) или трехзначное (МПа) число, характеризующее минимальное временное сопротивление разрыву (предел прочности), и число, указывающее номер группы качества. Существуют три группы качества, причем третья имеет наиболее низкое содержание фосфора и серы. Между номером группы качества и цифрами, характеризующими временное сопротивление разрыву, ставится дефис. Кроме того, могут быть указаны способы выплавки (*E* — в электропечах, *M* — в мартенах, *Y* — с продувкой кислородом), способ обработки (например, *Z* — волочение, *P* — ковка или штамповка).

Стали, поставляемые после прокатки или нормализации, обозначают соответственно буквами *U* и *N* в конце марки. Пример: MRSt420-2N — углеродистая сталь мартеновского производства, спокойная, с гарантированным минимальным временным сопротивлением разрыву 420 МПа, второй группы качества, нормализованная.

Маркировка аналогов углеродистых конструкционных сталей обыкновенного качества общего назначения в России и Германии:

Россия	Ст0	Ст2пс	Ст3сп	Ст4сп;
Германия	St 33	USt 34-2	RSt 37-2	St 44-2.

В США стали поставляют по национальным стандартам Американского общества по испытанию материалов ASTM (American Society for Testing and Materials), например: A131, A283, A440, A570, A620, A633. В начале марки углеродистой конструкционной стали обыкновенного качества общего назначения указывают обозначение стандарта (буква *A* и трехзначное число — номер стандарта) и через косую черту — заглавные буквы *A, B, C, D* (Grade A, B, C, D) или двузначные цифры, характеризующие марку стали.

Маркировка аналогов углеродистых конструкционных сталей обыкновенного качества общего назначения в России и США:

Россия	Ст2кп	Ст3сп	Ст4сп	Ст3Гпс;
США	A283/A	A283/C	A131/A	A572/42.

Во Франции углеродистые конструкционные обыкновенного качества общего назначения стали поставляют без термообработки или после отжига или нормализации по национальным стандартам NF (*Norme-francaise*). Различают две группы сталей, имеющих различные обозначения. К первой группе относятся обычные торговые марки с временным сопротивлением разрыву 330–500 МПа, предназначенные для изготовления сложных профилей (двутавров, швеллеров) высотой более 80 мм и уголков с длиной полки не менее 70 мм. Эти стали обозначаются по схеме ADx , т.е. двумя заглавными буквами A и D и однозначным числом, указывающим порядковый номер стали в группе.

В обозначении марок сталей второй группы, как правило, указывают минимально гарантированное временное сопротивление разрыву (предел прочности) в МПа и показатель качества (через дефис). Допускается вводить дополнительную информацию. В начале обозначения марки ставят букву A . Например: $A330$ ($\sigma_s > 330$ МПа), $A370$ ($\sigma_s > 370$ МПа), $A420$ ($\sigma_s > 420$ МПа) и др. Различают четыре показателя качества (1, 2, 3, 4), их минимальные значения определяются по значению временного сопротивления разрыву и относительного удлинения. Минимальные значения показателя качества 1 составляют 94–98; 2 — 106–110; 3 — 112–116; 4 — 116–121. Их значения определяют по формуле:

$$N = 0,1R + 2,5A,$$

где R — временное сопротивление разрыву, МПа; A — относительное удлинение, %.

В обозначение марки могут вводиться буквы, обозначающие степень чистоты стали: $a, b, c, d, e, f, g, h, k, m$ — содержание (%) серы и фосфора (каждого), уменьшающееся вдоль этого ряда соответственно с 0,065 до 0,015 и с 0,090 до 0,020 %: a ($P < 0,09$; $S < 0,065$); b ($P < 0,08$; $S < 0,06$); c ($P < 0,06$; $S < 0,05$); d ($P < 0,05$; $S < 0,05$); e ($P < 0,04$; $S < 0,04$); f ($P < 0,04$; $S < 0,035$); g ($P < 0,035$; $S < 0,035$); h ($P < 0,03$; $S < 0,025$); k ($P < 0,02$; $S < 0,025$); m ($P < 0,02$; $S < 0,015$).

Наряду с четырьмя показателями качества применяют дополнительные обозначения: $2bis, 3bis, 3ter$ и $4bis$. Например, стали $3bis$ отличаются от сталей с показателем качества 3 значениями предела текучести и ударной вязкости, стали $3ter$ — от сталей с показателем качества 3 — ударной вязкостью, макроструктурой, условиями испытаний на изгиб. Буква N в обозначении марки означает лист для судостроения; C — лист для котлостроения; T — лист для конструкций; S — склонность стали к свариваемости; M — сталь для отливки; R в конце марки — отжиг.

Пример: А370Т2br — сталь углеродистая конструкционная обыкновенного качества общего назначения с минимальным временным сопротивлением разрыву 370 МПа, поставляется в виде листа с показателем качества 2, с $P < 0,080 \%$, $S < 0,060 \%$, после отжига.

Маркировка аналогов углеродистых конструкционных сталей обыкновенного качества общего назначения в России и Франции:

Россия	Ст0	Ст3кп	Ст4кп
Франция	АDх	А370-1	А420-3

В Японии эти стали поставляют по национальным стандартам *JIS* (*Japanese Industrial Standard*), например: 63101, 63106. Углеродистые конструкционные стали обыкновенного качества общего назначения маркируют буквами *SS* и тремя последующими числами, указывающими минимальное временное сопротивление разрыву (предел прочности) в МПа, например, *SS340*.

Маркировки аналогов конструкционных углеродистых сталей обыкновенного качества общего назначения в России и Японии:

Россия	Ст2пс	Ст4пс	Ст5сп
Япония	SS340	SS410	SS500

Маркировка конструкционных углеродистых качественных сталей

В обозначениях марок конструкционных углеродистых качественных сталей в национальных стандартах многих стран мира в виде двухзначного числа указывается содержание углерода в сотых долях процента, увеличенное в 100 раз. Например: углеродистая качественная сталь, содержащая в среднем $C = 0,45 \%$, в России обозначается цифрами 45; в Германии — С45 или Сk45; во Франции — С45 или СС45; в Японии — S45C; в США — 1045; по Еuronormам — С45UN. Такие стали в разных странах в основном поставляют в горячекатаном состоянии в виде сортового проката. Возможно также изготовление калиброванного проката, со специальной отделкой поверхности, в нагартованном и термически обработанном состояниях.

В России стали поставляют по ГОСТ 1050-2013. В обозначении марки указывают в виде двухзначного числа содержание углерода, умноженное на 100.

В Германии стали поставляют по DIN 1629/3, 2393/2, 17200, 17210 и др. В обозначении марки вначале указывается буква *C* (если сталь не подвергается улучшению) или буквы *Ck* (если сталь подвергается термическому улучшению), а затем — в виде двузначного числа содержание углерода, умноженное на 100. Например: C45 — качественная углеродистая сталь, содержащая в среднем $C = 0,45 \%$, Ck45 — качественная углеродистая улучшенная сталь, содержащая в среднем $C = 0,45 \%$.

Маркировка аналогов конструкционных углеродистых качественных сталей в России и Германии:

Россия	10	15	30	60;
Германия	C10(Ck10)	C15(Ck15)	C30(Ck30)	C60(Ck60).

В США стали поставляют по ASTM, A29/A29M, A512, A519, A576 и др. Маркируют четырехзначным числом: первые две цифры (10) указывают на принадлежность стали к классу конструкционной углеродистой качественной (1 — углеродистая; 0, 1 — номер марки в этой группе, соответствующий различным группам углеродистой стали, например, 11 — автоматная), вторые две — среднее содержание углерода, умноженное на 100. Например: сталь 1010 является углеродистой качественной, содержащей C в среднем $0,10 \%$ ($0,08-0,13 \%$).

Маркировка аналогов конструкционных углеродистых качественных сталей в России и США:

Россия	08	10	20	60;
США	1008	1010	1020	1060.

Во Франции стали поставляют по NF A35-551; A35-552 и др. Стали с нормальным содержанием углерода, фосфора и серы обозначают одной заглавной буквой *C* или двумя *CC*, вслед за которыми ставят цифры, соответствующие содержанию углерода, умноженному на 100. Например: C10, C28 — стали, содержащие в среднем $0,10$ и $0,28 \%$ углерода. Стали с ограниченным предельным содержанием углерода, серы и фосфора обозначают также, но в начале добавляют букву *X*, например, XC42.

Маркировка аналогов конструкционных углеродистых качественных сталей в России и Франции:

Россия	10	45;
Франция	XC10, CC10	C45(CC45).

В Японии эти стали поставляют по JIS 3445; 4051 и др. Углеродистую качественную сталь с гарантированным химическим составом обозначают двумя буквами (S и C), между ними — две цифры, указывающие среднее содержание углерода, умноженное на 100. Например, сталь S15C — углеродистая качественная сталь, содержащая в среднем 0,15 % углерода. Если углеродистая сталь предназначена, например, для поковок, заклепок, труб и других изделий, то в обозначение марки входит буква S в конце — три цифры, обозначающие минимальное временное сопротивление разрыву (предел прочности) в МПа, а между ними — прописные буквы, обозначающие изделия (трубы, поковки, заклепки и т.д.). Например: SFxxx — углеродистая сталь для поковок, STKxxx — углеродистая сталь для труб с гарантируемым минимальным временным сопротивлением разрыву (пределом прочности).

Маркировка аналогов конструкционных углеродистых качественных сталей в России и Японии:

Россия	10	20	40	50;
Япония	S10C	S20C	S40C	S50C.

Маркировка конструкционных легированных сталей

Системы маркировки конструкционной легированной стали в национальных стандартах различных стран, при всем многообразии вариантов, имеют одну общую особенность: в большинстве случаев в обозначение марки стали, основанное на учете химического состава, вводят в буквенном и числовом выражении обозначения химических элементов и их количеств. Существуют три способа обозначения химических элементов:

- общепринятыми химическими символами;
- буквами национального алфавита;
- буквами английского алфавита в сочетании с символами химических элементов.

Например: символы химических элементов приняты в Евронормах и стандартах Германии, национальный (русский) алфавит применяется в России, буквы английского алфавита в сочетании с общепринятыми символами химических элементов — в стандартах Франции (табл. 3.5).

В России эти стали поставляют по ГОСТ 4543-2016. Как правило, химические элементы указывают в обозначении марки по первой букве русского названия или произвольно.

**Обозначения химических элементов в марках сталей,
принятые в России и Франции**

Элемент	Обозначение		Элемент	Обозначение	
	Россия	Франция		Россия	Франция
Азот	А	Az	Молибден	М	D
Алюминий	Ю	А	Никель	Н	N
Бериллий	Л	–	Ниобий	Б	Nb
Бор	Р	В	Редкоземельные металлы	Ч	–
Ванадий	Ф	V			
Вольфрам	В	W	Селен	Е	–
Кобальт	К	К	Титан	Т	Т
Кремний	С	S	Фосфор	П	Р
Марганец	Г	М	Хром	Х	С
Медь	Д	U	Цирконий	Ц	Zr

Обозначение марки состоит в основном из трех компонентов: первые две цифры указывают среднее содержание углерода, умноженное на 100, цифры после букв — среднее содержание легирующего элемента (при содержании элемента менее 1 % цифра не ставится).

Обозначения сложнолегированных марок сталей часто могут быть условными (короткими), представляющими собой, например, сокращения или аббревиатуры завода-изготовителя, уровень разработки стали и порядковый номер, присвоенный марке на заводе при ее выпуске. Например, опытные марки стали, выплавленные на металлургическом заводе АО «Электросталь», обозначают ЭИ или ЭП (Э — электросталь, И — исследовательская, П — пробная) и присваивают им порядковый номер: ЭИ179, ЭП398. При введении в стандарты марки этих сталей обозначают цифрами и буквами, определяющими их химический состав, взамен сокращенного обозначения.

В Германии стали поставляют по DIN 17210, 17211 и др. В обозначениях марок низколегированных сталей сначала указывают в виде двузначного числа содержание углерода, умноженное на 100, затем — основные легирующие элементы (их химические символы). Далее — числа, соответствующие последовательно содержанию элементов, умноженному на коэффициент, указанный в табл. 3.4. Например: 20Cr4 — сталь, содержащая в среднем 0,20 % С и около 1 % Cr (коэффициент 4); 21NiCrMo2 — сталь, содержащая в среднем: С = 0,21 %, Ni = 1 %, Cr = 1 %, Mo = 0,2 % (коэффициент 10).

В обозначении марок высоколегированных сталей (с содержанием хотя бы одного легирующего компонента более 5 %) перед цифрами, соответствующими содержанию углерода, вводится буква Х. В этом случае содержание легирующих элементов записывают без учета коэффициента. Например: X12CrNi177 — высоколегированная хромоникелевая сталь, содержащая в среднем: С = 0,12 %, Cr = 17 %, Ni = 7 %; X5CrNiMo1810 — высоколегированная хромоникельмолибденовая сталь, содержащая в среднем: С = 0,05 %, Cr = 18 %, Ni = 10 %, Mo = 1 %. Примеры аналогов российским маркам стали приведены в табл. 3.6.

Таблица 3.6

**Примеры маркировки аналогов конструкционных
легированных сталей в России и Германии**

Сталь	Россия	Германия
Хромистая	20X 35X	20Cr4 34Cr4
Хромомолибденовая	30XM 35XM	25CrMo4 34CrMo4
Марганцовистая	40Г 30Г2	40Mn4 28Mn6
Хромомарганцевая	18ХГ	20MnCr5
Хромоникельмолибденовая	38X2H2MA (38ХНМА)	36CrNiMo4
Хромоалюминиевая с молибденом	38X2MЮА (38ХМЮА)	41CrAlMo7

В США стали поставляют по ASTM A29/A29M; A304; A322; 837 и др. Маркируют четырехзначным числом, к которому иногда добавляют прописные буквы. Первые две цифры характеризуют сталь по основному легирующему элементу (никелевая, никель-хромистая, хромистая и т.д.), следующие две обозначают среднее содержание углерода, умноженное на 100. Первое двузначное число, начинающееся с цифры 2, характеризует никельсодержащую сталь (23xx — сталь с Ni = 3,5 %; 25xx — сталь с Ni = 5 %), с цифры 3 — никельхромистую сталь (31xx — Ni = 1,25 % и Cr = 0,6 %; 32xx — Ni = 1,75 % и Cr = 1,0 %; 33xx — Ni = 3,5 % и Cr < 1,5 %), с цифры 4 — молибденсодержащую сталь (40xx, 44xx, 45xx — молибденовая с Mo = 0,35–0,65 %; 46xx никель-

молибденовая с Ni = 1,8 % и Mo = 0,25 %; 47xx — никельхроммолибденовая с Ni = 1,0 %, Cr = 0,45 % и Mo = 0,35 %), с цифры 5 — хромистую, с цифры 6 — хромованадиевую, с цифры 7 — хромоалюминийванадиевую, с цифры 8 — никельхроммолибденовую, с цифры 9 — кремнистую сталь.

Буквы в обозначении марки могут стоять вначале, конце и середине (между парами цифр). Вначале (перед цифрами) могут быть прописные буквы, характеризующие способ производства стали (например, *E* + выплавленные в электропечах), в конце (после цифр) часто стоит буква *H*, обозначающая прокаливаемость стали, в середине (между парами цифр), буква *B* указывает на содержание бора. Например: сталь 5120 — хромистая сталь со средним содержанием углерода 0,20 %; 5120H — та же сталь, но с повышенной прокаливаемостью; 15B21H — марганцовистая сталь со средним содержанием углерода 0,21 %, содержащая бор, с повышенной прокаливаемостью. Примеры маркировки аналогов российским маркам стали приведены в табл. 3.7.

Таблица 3.7

Примеры маркировки аналогов конструкционных легированных сталей в России и США

Сталь	Россия	США
Хромистая	20X	5120, 5120H
	35X	5135, 5135H
Хромомолибденовая	30XM	4130, 4130H
	35XM	4135, 4135H
Никельмолибденовая	15H2M(15HM)	4615
Никельмолибденовая	20H2M(20HM)	4620, 4620H
Хромоникелевая	12X2H4A	E3310
Хромоникельмолибденовая	20XH2M (20XHM)	4320, 4320H
	40XH2MA (40XHMA)	4340
Хромомарганцевоникелевая с молибденом	20XГНМ	8620, 8620H
	40XГНМ	9840

Во Франции стали поставляют по NF: NF-A35-551; NF-A35-552 и др.

Легированные стали общего назначения, содержащие ограниченное количество легирующих элементов и используемые в основном без термической

обработки (или после отжига или нормализации), обозначают обычно буквой *A*, далее указывают минимальное временное сопротивление разрыву (предел прочности) в МПа и затем прописными буквами — основные легирующие элементы. В случае необходимости за этими буквами указывают содержание легирующих элементов в процентах, умноженное на соответствующее число (коэффициент в табл. 3.4). После буквы *A* может стоять буква *S*, что означает хорошую свариваемость. Например: A550M — марганцовистая сталь с минимально гарантированным временным сопротивлением разрыву 550 МПа с Mn = 1 %.

Обозначение марки низколегированной стали (содержание любого легирующего элемента менее 5 %), подвергаемой упрочняющей термической обработке, начинается с указания содержания углерода в процентах, умноженного на 100. Затем приводят прописные буквы, характеризующие основные химические элементы, и после них цифры, указывающие на содержание этих элементов. Например: сталь 42CD4 — низколегированная сталь с содержанием C = 0,42 %, Cr — 1 %, Mo < 1 %. Обозначение марки высоколегированной стали (содержание хотя бы одного из легирующих элементов превышает 5 %), подвергаемой термической обработке, начинается с буквы *Z*, а цифры характеризуют содержание легирующих элементов. Если содержание легирующего элемента не превышает 10 %, перед цифрой стоит ноль. Например: сталь Z5CN18-08 — высоколегированная хромоникелевая сталь с C = 0,05 %, Cr = 18 % и Ni = 8 %; сталь 78CMT18-8 — высоколегированная хромоникелевая сталь, содержащая C = 0,08 %, Cr = 18 %, Ni = 8 % и Ti < 1 %.

Примеры маркировки аналогов конструкционных легированных сталей в России и Франции приведены в табл. 3.8.

Таблица 3.8

Примеры маркировки аналогов конструкционных легированных сталей в России и Франции

Сталь	Россия	Франция
Хромованадиевая	50ХФА	50CV4
Хромоникелевая	12ХН3А	14NC11
Хромомолибденовая	38ХМ	42CD4
Хромоалюминиевая с молибденом	38Х2МЮА (38ХМЮА)	40CAD6-12

В Японии стали поставляют по JIS, G4051, G4052, G4102, G4103, G4104, G4105, G4106, G4202 и др. Обозначение марки начинается с буквы *S*, после которой указывают основные легирующие элементы и затем цифры. Легирующие элементы могут обозначаться или общепринятыми символами химических эле-

ментов, или прописными буквами английского алфавита (*C* — хром, *M* — молибден, *A* — азот, *N* — никель, *K* — кремний), или одновременно символами и буквами. Однозначные и двузначные цифры, а также первая цифра в трехзначном числе в конце марки улучшаемых сталей характеризуют порядковый номер ее в группе, а две последние цифры в трехзначном числе — содержание углерода, умноженное на 100. Буква *H* после цифр указывает на особенности прокаливаемости этой марки стали. В сталях специального назначения (например, для труб) трехзначное число означает минимальное временное сопротивление разрыву (предел прочности) в МПа.

Например: сталь SCr420 — улучшаемая хромистая сталь (4-я группа) с $C = 0,20\%$; SCr420H — то же, но с особенностями прокаливаемости; SMnC420 — улучшаемая хромомарганцевая сталь (4-я группа) с $C = 0,20\%$; SNC631 — улучшаемая хромоникелевая сталь (6-я группа) с $C = 0,31\%$; STCxxx — сталь для труб, применяемых в химической промышленности (Т — трубы, С — хром, xxx — значения минимального временного сопротивления разрыву (предела прочности) в МПа). Некоторые принятые в Японии обозначения отдельных групп легированных конструкционных сталей: SUP — сталь для пружин; SNC — никельхромистая улучшаемая конструкционная сталь; SNCM — никельхромомолибденовая улучшаемая конструкционная сталь; SACM — хромоалюминиевая с молибденом сталь; SCr — хромистая сталь. Примеры маркировки аналогов этих сталей в России и Японии приведены в табл. 3.9.

Таблица 3.9

Примеры маркировки аналогов конструкционных легированных сталей в России и Японии

Сталь	Россия	Япония
Хромистая	30X	SCr430, SCr430H
	40X	SCr440, SCr440H
Марганцовистая	30Г2	SMn433, SMn433H
	40Г2	SMn438, SMn438H
Хромомолибденовая	15XM	SCM415, SCM415H
	35XM	SCM435, SCM435H
Хромоникелевая	20XH2M (20XHM)	SNCM420, SNCM420H
	40XH2MA (40XHMA)	SNCM439
Хромоалюминиевая с молибденом	38X2MЮА (38XMЮА)	SACM645

Маркировка коррозионно-стойких сталей

Коррозионностойкие стали представляют собой группу высоколегированных сталей (табл. 3.10). В России их поставляют по ГОСТ 5632-2014 и ТУ.

Таблица 3.10

Примеры маркировки коррозионно-стойких сталей

Россия	США	Германия	Франция	Япония
<i>Ферритные стали</i>				
08X17	430	X8Cr17	28C17	SUS430
12X17	430F (+ 0,6 Mo)	X12CrMoS177	Z10CF17	SUS430F
12X17E	430FSe (Se > 0,15)	X12CrMoS1		
15X25	446 (до 0,25 Ni)			SUH446
<i>Мартенситные стали</i>				
12X13	403	X10Cr13	Z6C13	SUS403
	410	X10Cr13	Z6CA13	SUS410
A12X13	416 (S0,15)	X12CrS13	Z12CF13	SUS416
20X13	420	X20Cr13	Z20C13/Z40C13	SUS420
20X17H2	431	X22CrNi17		SUS431
65X18	440A (+ 0,75 Mo)	X65CrMo14		SUS440A
85X18	440B (16–18 Cr)	X90CrMoV18		SUS440B
110X18	440C	X105CrMo17		SUS440C
<i>Хромоникелевые аустенитные стали</i>				
	301 (16–18 Cr; 6–8 Ni)	X12CrNi177	Z12CN 17-08	SUS301
12X18H9	302 (17–19 Cr; 8–10 Ni; < 0,15 C)	X12CrNi188	Z10Cr 18-09	SUS302
08X18H10	304 (0,8 C; 18–20 Cr; 8–12 Ni)	X5CrNi189	Z6CN 18-09	SUS304
03X19H10	304L (0,03 C; 18–20 Cr; 8–12 Ni)	X2CrNi189	Z2CN 18-10	SUS304L
20X22H13	309 (22–24 Cr; 12–15 Ni; 0,20 C)	X15CrNiSi2012		SUS309
25X25H20C2	310 (0,25 C; 24–26 Cr; 19–22 Ni)	X15CrNiSi2520		SUS310
08X17H12M2	316 (0,08 C; 16–18 Cr; 10–14 Ni; 2–3 Mo)	X5CrNiMo1810	Z6CND 17-11	SUS316
03X17H12M2	316L (0,03 C; 16–18 Cr; 10–14 Ni; 2–3 Mo)	X2CrNiNo1810	Z2CND 17-12	SUS316L

Россия	США	Германия	Франция	Япония
08X18НЮТ	321 (0,08 C; 17–19 Cr; 9–12 Ni; Ti > 5%)	X10CrNiTi189	Z10CNT 18-11	SUS321
08X18Н11Б	347 (0,08 C; 17–19 Cr; 9–13 Ni); Σ (Nb + Ta > 10 %)	X10CrNiNb189	Z6CNNB 18-11	SUS347
<i>Аустенитные стали с марганцем</i>				
	201 (0,15 C; 7,5 Mn; 16–18 Cr; 3,5–5,5 Ni; 0,25 N)			SUS201
12X17Г9АН4	202 (0,15 C; 10 Mn; 16–18 Cr; 4–6 Ni; 0,25 N)	X8CrMnNi189	Z12CN17-08	SUS202

Маркировка осуществляется в соответствии с буквенно-цифровой системой, принятой для легированных сталей. Отличие заключается в том, что в марочном обозначении многих аустенитных сталей указывают максимальное содержание углерода, а не среднее его содержание. Это объясняется влиянием углерода на коррозионную стойкость.

В Германии согласно стандарту DIN 17440 в обозначении марок коррозионно-стойких сталей перед цифрами, соответствующими содержанию углерода, содержание углерода указывают двузначным числом (в редких случаях — трехзначным, когда массовая доля углерода в стали больше 1 %). Это число получается при умножении содержания углерода на коэффициент 100. Легирующие элементы в марке обозначают их символами. Легирующие элементы (не более трех) указывают в марке в порядке уменьшения их содержания. После перечисления легирующих элементов приводятся массовые доли тех элементов, у которых они превышают 5 %. Например: ферритная сталь X12CrMoS17 содержит 0,12 % C, 17 % Cr и легирована небольшим количеством молибдена и серы; сталь X12CrTi189 содержит 0,12 % C, 18 % Cr, 9 % Ni и Ti > 5 %. В ее марочном обозначении указаны массовые доли только хрома и никеля.

Во Франции используют также буквенно-цифровую систему. Марочное обозначение начинается с буквы Z, что означает высоколегированную сталь. Легирующие элементы обозначают буквами (табл. 3.5), которые в марке располагаются в ряд по мере уменьшения массовых долей этих элементов (не более трех элементов). Содержание углерода обозначают числом, полученным умножением массовой доли углерода на коэффициент 100. Таким образом, после буквы Z ставят число, соответствующее массовой доле углерода, затем буквами обозначают основные легирующие элементы и двумя числами, разделенными

дефисом, характеризуют массовые доли (%) двух легирующих элементов, являющихся главными в данной стали.

В США согласно стандарту AISI используют цифровую систему маркировки. Каждая коррозионно-стойкая сталь характеризуется трехзначным числом. Числа серии 200 используют для маркировки хромомарганцевых и хромомарганценикелевых аустенитных сталей. Серия 300 характеризует хромоникелевые аустенитные стали. Серия 400 используется для маркировки ферритных и мартенситных сталей. Если в марочном обозначении аустенитной стали использована буква *L* в конце марки, то это значит, что данная сталь содержит особенно мало углерода ($C < 0,03\%$).

В Японии и Великобритании используют цифровую систему маркировки, принятую в США. Отличием являются добавления к трехзначным числам, указывающие принадлежность к национальным стандартам.

Особенности маркировки литейных сталей за рубежом

Маркировка литейных сталей за рубежом имеет ряд особенностей. Во Франции в конце марки добавляется буква *M* (*moule* — литой), в Германии вначале пишут буквы *GS* (*Gußstahl*), в Японии — буквы *SC* (*steel casting*). В Болгарии маркировка литейных сталей аналогична маркировке в России, в Чехии принята цифровая маркировка.

Стали по стандартам DIN 1681 (Германия), NF A 32-051 (Франция), JIS G 5101 (Япония), MSZ 8276 (Венгрия), JUS C.J 3.011 (Югославия), PN (Польша) и STAS 600 (Румыния) маркируют по показателям механических свойств. По нормам NF (Франция) первое число указывает минимальное значение предела текучести (σ_m), а второе — предела прочности (σ_v) в МПа. В стандартах JIS, MSZ, PN, STAS указывается только σ_v (МПа).

В стандарте DIN 1681 химический состав не указан, оговорено только верхнее значение массовой доли углерода (0,25 %) для сталей GS-38 и GS-35, обуславливающее выбор марки стали для обеспечения хорошей свариваемости.

В сталях, поставляемых по стандарту JIS G 5111, буквой *A* обозначают наличие нормализации с отпуском, *B* — после закалки с отпуском.

В стандарте ASTM (США) для литейных сталей в основном принята буквенно-цифровая маркировка. В стандарте ASTM стали маркируют по механическим свойствам: первое число — σ_v , второе — $\sigma_{0,2}$ (МПа). Для сталей, обладающих хорошей свариваемостью и предназначенных для сварных соединений, в марке указывают букву *W*, в сталях, предназначенных для работы при низких температурах, — букву *L* и при высоких давлениях — букву *P*.

4. ЧУГУНЫ

Разновидности чугунов

Сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % С, называются чугунами. В отличие от стали чугуны имеют более высокое содержание углерода, заканчивают кристаллизацию образованием эвтектики, обладают низкой способностью к пластической деформации и высокими литейными свойствами. Их технологические свойства обусловлены наличием эвтектики в структуре. Стоимость чугунов ниже стоимости стали.

Чугуны выплавляют в доменных печах, вагранках и электропечах.

Выплавляемые в доменных печах чугуны бывают передельными, специальными (ферросплавы) и литейными. Передельные и специальные чугуны используют для последующей выплавки стали и чугуна. В вагранках и электропечах переплавляют литейные чугуны. Около 20 % всего выплавляемого чугуна используют для изготовления литья. В литейном чугуне обычно содержится не более 4,0 % С. Кроме углерода обязательно присутствуют примеси S, P, Mn, Si, причем в значительно большем количестве, чем в углеродистой стали.

В зависимости от формы выделения углерода различают следующие виды чугунов:

- белый чугун, в котором весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита Fe_3C . Чугун в изломе имеет белый цвет и характерный блеск;
- половинчатый чугун, в котором основное количество углерода (более 0,8 %) находится в виде цементита. Чугун имеет структуру перлита, ледебурита и пластинчатого графита;
- серый чугун, в котором весь углерод или его большая часть находится в свободном состоянии в виде пластинчатого графита, а содержание углерода в связанном состоянии в виде цементита составляет не более 0,8 %;
- чугун с отбеленной поверхностью, в котором основная масса металла имеет структуру серого чугуна, а поверхностный слой — белого чугуна. Отбеленный слой получают в толстостенных массивных деталях при литье их в металлические формы. По мере удаления от поверхности вследствие уменьшения скорости охлаждения структура белого чугуна постепенно переходит в структуру серого. Чугун поверхностного слоя в микроструктуре содержит много твердого и хрупкого цементита, который хорошо сопротивляется износу. Поэтому чугуны с отбеленной поверхностью используют для деталей с высокой износостойкостью, для валков прокатных станков, мукомольных валов, лемехов

плугов с отбеленным носком и лезвием. Отбел может достигаться путем местного увеличения скорости охлаждения за счет установки в литейную форму холодильников в виде металлических вставок;

- высокопрочные чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму;
- ковкие чугуны, в которых углерод находится в виде хлопьевидного графита. Получаются из белых чугунов путем отжига.

Процесс графитизации чугунов

Графитизацией называется процесс выделения графита при кристаллизации или охлаждении сплавов железа с углеродом. Графит может образовываться как из жидкой фазы при затвердевании чугуна, так и из твердой. Образование графита иллюстрирует диаграмма состояния системы Fe-C. Ниже линии $C'D'$ образуется первичный графит, по линии $E'C'F'$ — эвтектический графит и по линии $P'S'K'$ — эвтектоидный графит.

Графитизация чугуна зависит от ряда факторов. К ним относятся присутствие в чугуне центров графитизации, скорость охлаждения и химический состав чугуна.

Образование графита в затвердевшем чугуне энергетически маловероятно, так как рост свободной энергии при образовании новой межфазной поверхности больше, чем ее уменьшение при кристаллизации. Работа образования зародышей графита облегчается при наличии центров графитизации — различных мельчайших включений и примесей, взвешенных в жидкой фазе и аустените. Такие мельчайшие частицы могут состоять из оксидов Al_2O_3 , SiO_2 , нитридов типа AlN или представлять собой нерастворившиеся частицы графита. Параметры кристаллической решетки центров графитизации должны быть близки к параметрам кристаллической решетки графита.

Влияние скорости охлаждения обусловлено тем, что графитизация чугуна является диффузионным процессом и протекает медленно. Значительная длительность процесса графитизации обусловлена необходимостью реализации нескольких стадий: образования центров графитизации в жидкой фазе или аустените, диффузии атомов углерода к центрам графитизации и роста выделений графита. При графитизации цементита добавляется необходимость предварительного распада Fe_3C и растворения углерода в аустените. Чем медленнее охлаждение чугуна, тем большее развитие получает процесс графитизации.

В одной и той же отливке чугун может иметь различную структуру. В тонких частях отливки, где выше скорость кристаллизации и охлаждения, чугун имеет меньшую степень графитизации, чем в массивных. Быстрое охлаждение способствует получению белого чугуна, медленное — серого чугуна.

В некоторых случаях для достижения высокой твердости и сопротивления износу специально получают отбеленную зону в чугунной отливке. Для этого в литейную форму вставляют металлические холодильники, обеспечивающие высокую скорость затвердевания и охлаждения с образованием цемента. Так поступают при отливке чугунных лемехов, устанавливая холодильники в тех местах, где расположены лезвие и носок.

Из примесей, входящих в состав чугуна, наиболее сильное положительное влияние на графитизацию оказывает кремний. Содержание кремния в чугуне может составлять от 0,5 до 4–5 %. Меняя содержание кремния, можно получать чугуны, совершенно различные по структуре и свойствам. По приведенной на рис. 4.1 диаграмме можно прогнозировать структуру в зависимости от содержания углерода и кремния, а также толщины отливки.

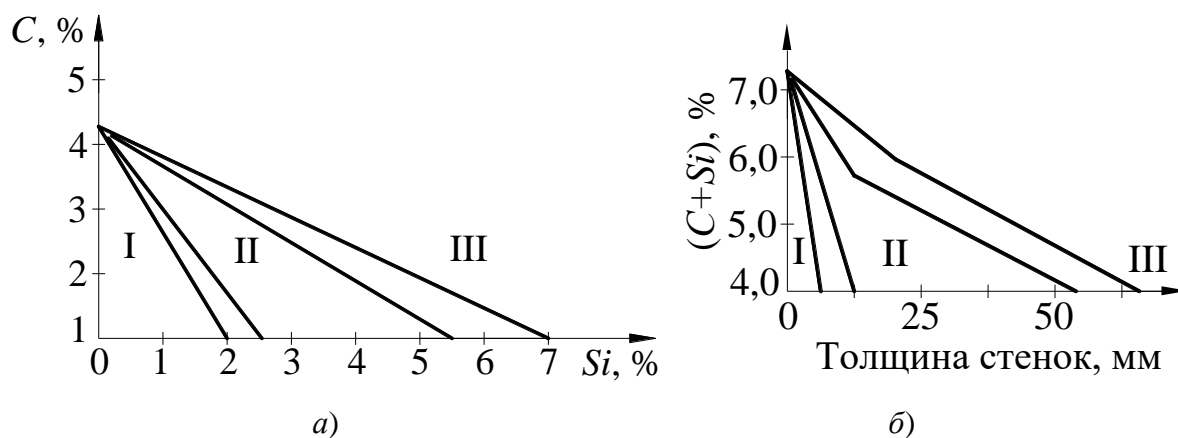


Рис. 4.1. Структурные диаграммы для чугунов:

- a* — влияние содержания углерода и кремния на структуру чугуна при толщине стенки отливки 50 мм; *б* — влияние скорости охлаждения (толщины стенки отливки) и суммы C + Si на структуру чугуна;
I — белые; II — серые перлитные; III — серые ферритные чугуны

Из других элементов, входящих в состав чугуна, наиболее важную роль играют марганец, сера и фосфор.

Марганец препятствует графитизации, увеличивая склонность чугуна к отбеливанию. Содержание марганца в чугуне обычно не превышает 0,5–1,0 %.

Сера — вредная примесь в чугунах. Ее отбеливающее влияние в 5–6 раз выше, чем марганца. Кроме того, сера снижает жидкотекучесть, способствует образованию газовых пузырей, увеличивает усадку и склонность к образованию трещин.

Роль примеси фосфора в чугунах существенно отличается от действия, которое он оказывает в сталях. Хотя фосфор почти не влияет на графитизацию, он является полезной примесью, увеличивая жидкотекучесть серого чугуна за счет образования легкоплавкой (950–980 °С) фосфидной эвтектики.

Обычно используют чугуны следующего химического состава, %: 3,0–3,7 С, 1–3 Si, 0,5–1,0 Mn, менее 0,3 P и 0,15 S.

Иногда в чугун вводят легирующие элементы (Ni, Cr и др.), улучшая его свойства. В России имеются Орско-Халиловское и Елизаветинское рудные месторождения, дающие природнолегированные чугуны, содержащие, %: до 3 Cr, 1 Ni, 0,2 Ti или 0,2 V.

Таким образом, основными факторами, определяющими степень графитизации чугуна, являются содержание углерода, кремния и скорость охлаждения. Регулируя химический состав и скорость охлаждения в соответствии с диаграммой рис. 4.1, б, можно получить в отливке нужную структуру чугуна.

Микроструктура и свойства чугуна

Микроструктура чугуна состоит из металлической основы и графитных включений. Свойства чугуна зависят от свойств металлической основы и характера включений графита.

Металлическая основа может быть перлитной, когда 0,8 % С находится в виде цементита, а остальной углерод — в виде графита; феррито-перлитной, когда количество углерода в виде цементита менее 0,8 % , и ферритной. Структура металлической основы определяет твердость чугуна.

Графит чугуна бывает пластинчатым (серый чугун), хлопьевидным (ковкий чугун) и шаровидным (высокопрочный чугун). На рис. 4.2 обобщена классификация чугуна по строению металлической основы и форме феррита.

Микроструктура чугунов показана на рис. 4.3. По сравнению с металлической основой графит имеет низкую прочность. Поэтому места его залегания можно считать нарушениями сплошности. Таким образом, чугун можно рассматривать как сталь, пронизанную включениями графита, ослабляющими его металлическую основу.


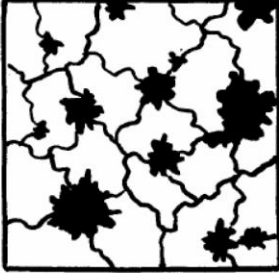
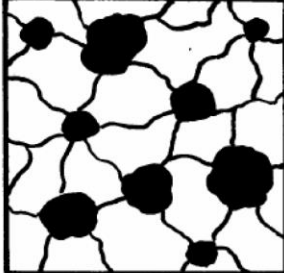





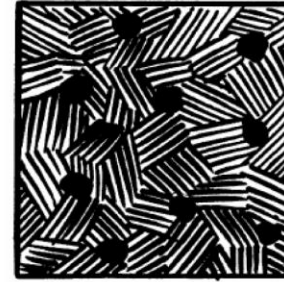
Металлическая основа	Форма графитных включений		
	Пластинчатая	Хлопьевидная	Шаровидная
Феррит			
Феррит + перлит			
Перлит			

Рис. 4.2. Классификация чугуна по структуре металлической основы и форме графитных включений (схемы структур)

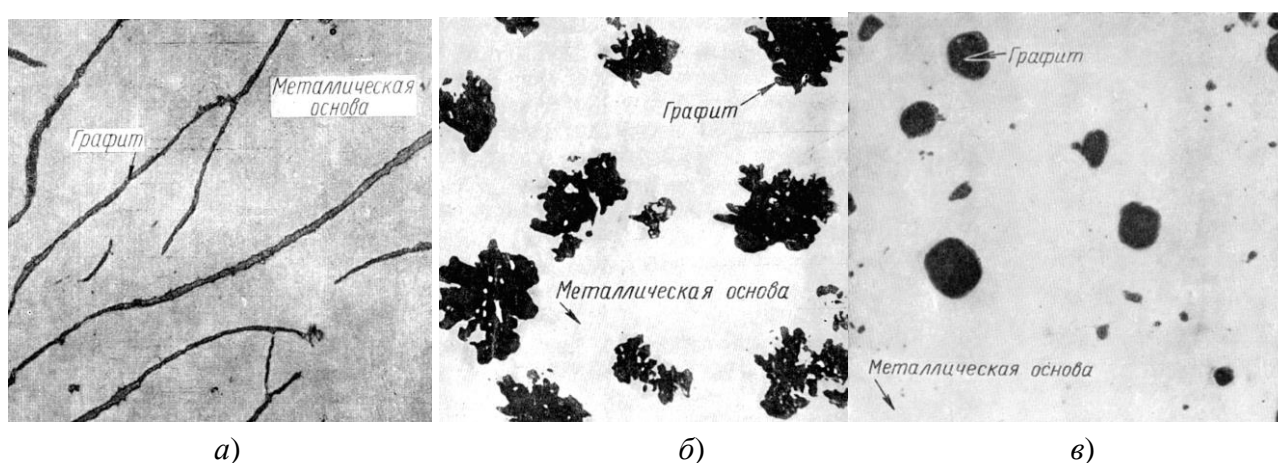


Рис. 4.3. Микроструктура нетравленных чугунов:
 а — серый с графитом пластинчатой формы;
 б — ковкий с графитом хлопьевидной формы;
 в — высокопрочный с графитом глобулярной (шаровидной) формы

Серый чугун

Так как у серого чугуна графит имеет пластинчатую форму, у него низкие характеристики механических свойств (σ_b , δ , ψ) при испытаниях на растяжение. Включения графита играют роль концентраторов напряжений, поэтому работа удара близка к нулю. Вместе с тем твердость и прочность при испытаниях на сжатие, зависящие от свойств металлической основы, у чугуна достаточно высоки.

Чем меньше графитовых включений, чем они мельче и больше степень изолированности их друг от друга, тем выше прочность чугуна. Чугун с большим количеством прямолинейных крупных графитовых выделений, разделяющих его металлическую основу, имеет грубозернистый излом и низкие механические свойства. Чугун с мелкими и завихренными графитными выделениями обладает более высокими свойствами.

Однако серый чугун с пластинчатой формой графита имеет и ряд преимуществ. Он позволяет получать дешевое литье, так как при низкой стоимости обладает хорошей жидкотекучестью и малой усадкой. Включения графита делают стружку ломкой, поэтому чугун легко обрабатывается резанием. Благодаря смазывающему действию графита чугун обладает хорошими антифрикционными свойствами. Чугун имеет высокие демпфирующие свойства, он хорошо гасит вибрации и резонансные колебания.

Серый чугун маркируется буквами С — серый и Ч — чугун (ГОСТ 1412-85). После букв следуют цифры, характеризующие величину временного сопротивления при испытаниях на растяжение. Марки и механические свойства серых чугунов, а также их ориентировочный химический состав приведены в табл. 4.1.

Таблица 4.1

Механические свойства и химический состав серых чугунов

Марка чугуна	Временное сопротивление при растяжении σ_b , МПа, не менее	Массовая доля элементов, %				
		Углерод	Кремний	Марганец	Фосфор, не более	Сера, не более
СЧ10	100	3,5–3,7	2,2–2,6	0,5–0,8	0,3	0,15
СЧ15	150	3,5–3,7	2,0–2,4	0,5–0,8	0,2	0,15
СЧ18	180	3,1–3,4	1,7–2,1	0,8–1,2	0,2	0,15
СЧ20	200	3,3–3,5	1,4–2,4	0,7–1,0	0,2	0,15
СЧ21	210	3,0–3,3	1,3–1,7	0,8–1,2	0,2	0,15
СЧ24	240	2,9–3,2	1,2–1,6	0,8–1,2	0,2	0,15

Марка чугуна	Временное сопротивление при растяжении σ_B , МПа, не менее	Массовая доля элементов, %				
		Углерод	Кремний	Марганец	Фосфор, не более	Сера, не более
СЧ25	250	3,2–3,4	1,4–2,2	0,7–1,0	0,2	0,15
СЧ30	300	3,0–3,2	1,3–1,9	0,7–1,0	0,2	0,12
СЧ35	350	2,9–3,0	1,2–1,5	0,1–1,1	0,2	0,12

Серые чугуны по свойствам и применению можно распределить на группы, приведенные ниже.

Ферритные и феррито-перлитные чугуны (рис. 4.4, а, б) (СЧ 10, СЧ 15, СЧ 18). Структура чугунов — перлит, феррит и графит грубой или средней величины. Эти чугуны применяют для изготовления малоответственных деталей, испытывающих небольшие нагрузки в работе. Например, чугун СЧ 10 используют для строительных колон, фундаментных плит, а чугуны СЧ 15 и СЧ 18 — для литых малонагруженных деталей сельскохозяйственных машин, станков, автомобилей и тракторов, арматуры и т.д.

Перлитные чугуны (рис. 4.4, в) (СЧ 21, СЧ 24, СЧ 25, СЧ 30, СЧ 35) применяют для отливки станин мощных станков и механизмов, поршней, цилиндров, деталей, работающих на износ в условиях больших давлений (компрессорное, арматурное и турбинное литье, дизельные цилиндры, блоки двигателей, детали металлургического оборудования и др.). Структуры этих чугунов — мелкопластинчатый перлит (сорбит) с мелкими завихренными графитными включениями. К перлитным чугунам относятся так называемые сталистые и модифицированные чугуны.

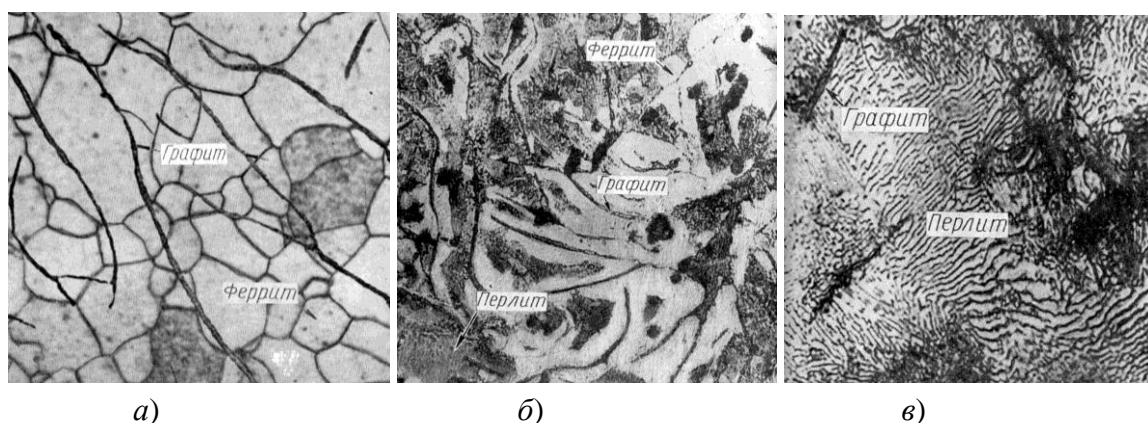


Рис. 4.4. Структуры серого чугуна:
а — ферритного; б — феррито-перлитного; в — перлитного

Сталистые чугуны (СЧ 24, СЧ 25) получают выплавкой с добавлением в шихту 20–30 % стального лома. Чугуны имеют пониженное содержание углерода, что обеспечивает получение более дисперсной перлитной основы с меньшим количеством графитных включений. Содержание кремния должно быть достаточным для предотвращения возможности отбеливания чугуна.

Модифицированные чугуны (рис. 4.5) (СЧ 32, СЧ 36, СЧ 40 и СЧ 44) получают при добавлении в жидкий чугун перед разливкой специальных добавок — модификаторов (75 %-ный ферросилиций, силикокальций в количестве 0,3–0,8 % и т.д.). Модифицирование применяют для получения в чугунных отливках с различной толщиной стенок перлитной металлической основы с вкраплениями небольшого количества изолированных пластинок графита средней величины. Модифицирование наиболее эффективно при использовании чугуна определенного состава и перегрева его перед модифицированием до 1 400 °С. Перегрев обеспечивает измельчение графитных включений и способствует получению более плотных отливок.

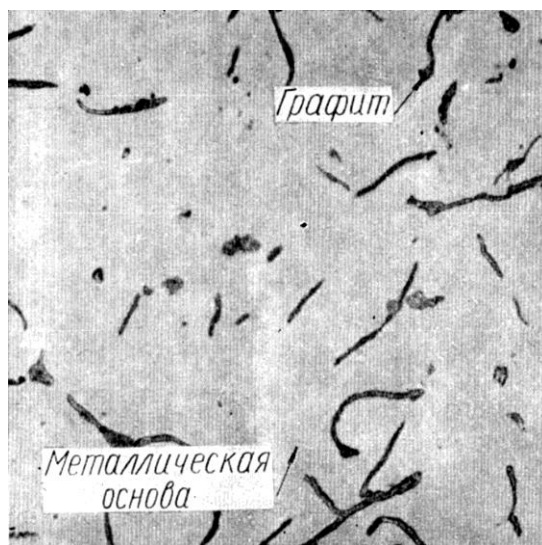


Рис. 4.5. Нетравленный модифицированный серый чугун

Для снятия литейных напряжений и стабилизации размеров чугунные отливки отжигают при 500–570 °С. В зависимости от формы и размеров отливки выдержка при температуре отжига составляет 3–10 ч. Охлаждение после отжига медленное, вместе с печью. После такой обработки механические свойства изменяются мало, а внутренние напряжения снижаются на 80–90 %. Иногда для снятия напряжений в чугунных отливках применяют естественное старение чугуна — выдержку их на складе в течение 6–10 месяцев. Такая выдержка снижает напряжения на 40–50 %.

Высокопрочный чугун

При использовании в качестве модификатора магния, вводимого перед разливкой в количестве до 0,5 %, получают *высокопрочный чугун* с шаровидной формой включений графита (рис. 4.6). Магний обычно вводят в автоклавах. Действие магния объясняют увеличением поверхностного натяжения графита и образованием микропузырьков пара, в которые диффундирует углерод. Шаровидный графит, имеющий минимальную поверхность при данном объеме, значительно меньше ослабляет металлическую основу чугуна, чем пластинчатый графит. В отличие от пластинчатого шаровидный графит не является активным концентратором напряжений. Чугуны с шаровидным графитом имеют более высокие механические свойства, не уступающие литой углеродистой стали, сохраняя при этом хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации и т.д.

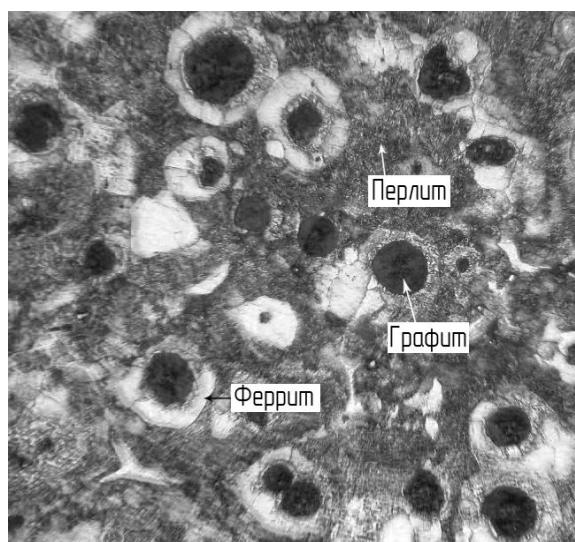


Рис. 4.6. Высокопрочный перлитный чугун

Маркируют высокопрочный чугун буквами ВЧ (ГОСТ 7293-85), затем следуют цифры, показывающие среднее значение предела прочности при растяжении. Чугуны ВЧ 50, ВЧ 60, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100 имеют перлитную металлическую основу, чугуны ВЧ 45 — перлитно-ферритную и ВЧ 35, ВЧ 40 — ферритную. Для снятия литейных напряжений, повышения механических свойств чугун подвергают термической обработке.

Механические свойства некоторых высокопрочных чугунов приведены в табл. 4.2. Из высокопрочных чугунов изготавливают ответственные детали: зубчатые колеса, коленчатые валы, штоки гидроцилиндров и т.д.

Механические свойства высокопрочных чугунов

Марка чугуна	Временное сопротивление при растяжении σ_B , МПа, не менее	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа, не менее
ВЧ35	350	220
ВЧ40	400	250
ВЧ45	450	310
ВЧ50	500	320
ВЧ60	600	370
ВЧ70	700	420
ВЧ80	800	480
ВЧ100	1 000	700

Наряду с шаровидным графитом высокопрочные чугуны могут содержать графит вермикулярной формы (от лат. *vermiculus* — червячок). Такой графит имеет форму изогнутых лепестков, размеры которых меньше по сравнению с частицами пластинчатого графита серого чугуна. Получение вермикулярной формы графита, как и в случае чугуна с шаровидным графитом, осуществляется путем обработки исходного жидкого расплава с помощью специальных комплексных лигатур, содержащих около 5 % Mg и малые добавки Ce и Ti.

В соответствии с ГОСТ 28394-89 выпускаются четыре марки чугунов с вермикулярным графитом: ЧВГ30, ЧВГ35, ЧВГ40, ЧВГ45. Марка чугуна определяется временным сопротивлением разрыву при растяжении σ_B и условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$. Обозначение марки включает буквы Ч — чугун, ВГ — форма графита (вермикулярный графит); цифры 30, 35, 40, 45 — минимальное значение временного сопротивления в МПа 10^{-1} .

Чугун ЧВГ 30 имеет ферритную металлическую основу, ЧВГ 35 и ЧВГ 40 — феррито-перлитную, а ЧВГ 45 — преимущественно перлитную.

По физико-механическим свойствам и износостойкости чугун с вермикулярным графитом является переходной формой от чугунов с пластинчатым к высокопрочным чугунам с шаровидным графитом.

Ковкий чугун

Название «ковкие чугуны» условно, изделия из них получают литьем, и пластической деформации они не подвергаются. Ковкий чугун получают из белого путем графитизирующего отжига. Графит в ковком чугуне имеет форму хлопьев. Такой графит по сравнению с пластинчатым меньше снижает прочность и пластичность металлической основы структуры чугуна. Состав ковкого чугуна, %, довольно стабилен: 2,2–3,0 С; 0,7–1,5 Si; 0,2–0,6 Mn; 0,2 Р; 0,1 S. Из-за низкого содержания углерода ковкий чугун обычно выплавляют не в вагранке, а в электропечи. Более низкое содержание углерода способствует повышению пластичности, так как при этом уменьшается количество графита, выделяющегося при отжиге, а пониженное содержание кремния исключает выделение пластинчатого графита в структуре отливок при охлаждении. После заполнения форм отливки быстро охлаждают и получают структуру белого чугуна. Толщина стенки отливки не должна превышать 40–50 мм. При большем размере отливок в сердцевине образуется пластинчатый графит, и чугун становится непригодным для отжига.

Схема отжига на ферритный ковкий чугун приведена на рис. 4.7. Отжиг проводят в две стадии. Первоначально отливки выдерживают примерно двое суток при 950–970 °С. В этот период протекает I стадия графитизации, т.е. распад цементита, входящего в состав ледебурита, и установление стабильного равновесия аустенит + графит. В результате распада цементита диффузионным путем образуется хлопьевидный графит.



Рис. 4.7. Схема отжига белого чугуна на ковкий чугун

Затем отливки охлаждают до температур, соответствующих интервалу эвтектоидного превращения. При охлаждении происходит выделение из аустенита вторичного цементита, его распад и в итоге рост графитных включений. При достижении эвтектоидного интервала температур охлаждение резко замедляют или дают длительную выдержку при температуре несколько ниже этого интервала (рис. 4.7). В этот период протекает II стадия графитизации: распад аустенита с образованием ферритнографитной структуры или распад цементита, входящего в состав перлита, с образованием феррита и графита. В результате отжига структура состоит из зерен феррита и хлопьев графита.

Излом чугуна, структура которого состоит из феррита и графита, темный. Такой ковкий чугун называют черносердечным, так как он содержит сравнительно много графита.

Если в области эвтектоидного превращения проводить более быстрое охлаждение, то в структуре сохранится перлит. Такой чугун называют перлитным ковким чугуном или светлосердечным. В его структуре содержится меньше графита, чем в ферритном ковком чугуне.

Ковкий чугун (ГОСТ 1215-79) маркируют буквами КЧ и цифрами временного сопротивления и относительного удлинения, например КЧ 35-10.

В табл. 4.3 приведены марки, механические свойства и химический состав некоторых ковких чугунов.

Таблица 4.3

Химический состав и механические свойства ковких чугунов

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %						Механические свойства, не менее	
	C	Si	Mn	P, не более	S, не более	Cr, не более	σ_b , МПа	δ , %
КЧ30-6	2,6–2,9	1,0–1,6	0,4–0,6	0,18	0,20	0,08	294	6
КЧ33-8	2,6–2,9	1,0–1,6	0,4–0,6	0,18	0,20	0,08	323	8
КЧ35-10	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–0,6	0,12	0,20	0,06	333	10
КЧ37-12	2,4–2,7	1,2–1,4	0,2–0,4	0,12	0,06	0,06	362	12
КЧ45-7	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–1,0	0,10	0,20	0,08	441	7
КЧ50-5	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–1,0	0,10	0,20	0,08	490	5
КЧ55-4	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–1,0	0,10	0,20	0,08	539	4
КЧ60-3	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–1,0	0,10	0,20	0,08	588	3
КЧ65-3	2,4–2,7	1,2–1,4	0,3–1,0	0,10	0,06	0,08	637	3
КЧ70-2	2,4–2,7	1,2–1,4	0,3–1,0	0,10	0,06	0,08	686	2
КЧ80-1,5	2,4–2,7	1,2–1,4	0,3–1,0	0,10	0,06	0,08	784	1,5

Отливки из ковких чугунов применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках (картеры, редукторы, фланцы, муфты).

Легированные чугуны

Требования к легированным чугунам для отливок с повышенной жаростойкостью, коррозионной стойкостью, износостойкостью или жаропрочностью регламентированы ГОСТ 7769-82.

Легированные чугуны подвергаются термической обработке для обеспечения необходимых свойств и структуры.

Важным свойством легированных чугунов является сопротивление износу.

В качестве антифрикционных используются чугуны по ГОСТ 1585-85. Они предназначены для изготовления деталей, работающих в узлах трения со смазкой. Стандарт определяет марки антифрикционных чугунов, их химический состав, характеристики, назначение, форму, размер и распределение графита, дисперсность перлита, характер распределения фосфидной эвтектики, твердость и предельные режимы эксплуатации деталей из этих чугунов. Основой их является железо, постоянные компоненты, %: 2,2–4,3 С; 0,5–4,0 Si; 0,3–12,5 Mn. Допускаются примеси, % : 0,1–1 Р; 0,03–0,2 S.

Марки антифрикционных чугунов, их характеристики и назначение приведены ниже:

- АЧС-1 — перлитный чугун, легированный хромом (0,2–0,5 %) и медью (0,8–1,6 %); предназначен для изготовления деталей, работающих в паре с закаленным или нормализованным валом;
- АЧС-2 — перлитный чугун, легированный хромом (0,2–0,5 %), никелем (0,2–0,5 %), титаном (0,03–0,1 %) и медью (0,2–0,5 %); назначение — такое же, как и чугуна марки АСЧ-1;
- АЧС-3 — перлитно-ферритный чугун, легированный титаном (0,03–0,1 %) и медью (0,2–0,5 %); детали из такого чугуна могут работать в паре, как с «сырым», так и с термически обработанным валом;
- АЧС-4 — перлитный чугун, легированный сурьмой (0,04–0,4 %); используется для изготовления деталей, работающих в паре с закаленным или нормализованным валом;
- АЧС-5 — аустенитный чугун, легированный марганцем (7,5–12,5 %) и алюминием (0,4–0,8 %); из этого чугуна изготавливают детали, работающие в особо нагруженных узлах трения в паре с закаленным или нормализованным валом;

- АЧС-6 — перлитный пористый чугун, легированный свинцом (0,5–1,0 %) и фосфором (0,5–1,0 %); рекомендуется для производства деталей, работающих в узлах трения с температурой до 300 °С в паре с «сырым» валом;

- АЧВ-1 — перлитный чугун с шаровидным графитом; детали из такого чугуна могут работать в узлах трения с повышенными окружными скоростями в паре с закаленным или нормализованным валом;

- АЧВ-2 — перлитно-ферритный чугун с шаровидным графитом; изготовленные из этого чугуна детали хорошо работают в условиях трения с повышенными окружными скоростями в паре с «сырым» валом;

- АЧК-1 — перлитный чугун с хлопьевидным графитом, легированный медью (1,0–1,5 %); предназначен для изготовления деталей, работающих в паре с термически обработанным валом;

- АЧК-2 — ферритно-перлитный чугун с хлопьевидным графитом; детали из этого чугуна работают в паре с «сырым» валом.

Буквы в обозначениях марок чугунов означают: АЧ — антифрикционный чугун, С — серый чугун с пластинчатым графитом, В — высокопрочный чугун с шаровидным графитом, К — ковкий чугун с хлопьевидным графитом. Твердость отливок из антифрикционных чугунов (от 100 до 290 НВ) зависит от содержания элементов и условий термической обработки.

Пределные режимы работы деталей из этих чугунов в узлах трения: удельное давление $(50–300) \cdot 10^4$ Па, окружная скорость 0,3–10 м/с.

5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Основы теории термической обработки

Общие сведения

Термической обработкой называется технологический процесс, состоящий из совокупности операций нагрева, выдержки и охлаждения изделий из металлов и сплавов, целью которого является изменение их структуры и свойств в заданном направлении.

Теория термической обработки рассматривает и объясняет изменения строения и свойств металлов и сплавов при тепловом воздействии, а также при тепловом воздействии в сочетании с химическим, деформационным, магнитным и другими воздействиями.

Термическая обработка является одним из наиболее распространенных в современной технике способов получения заданных свойств металлов и сплавов. Термическая обработка применяется либо в качестве промежуточной операции для улучшения обрабатываемости давлением, резанием и др., либо как окончательная операция для придания металлу или сплаву такого комплекса механических, физических и химических свойств, который смог бы обеспечить заданные эксплуатационные характеристики изделия. Чем ответственнее изделие (конструкция), тем, как правило, в ней больше термически обработанных деталей.

Так как основными факторами любого вида термической обработки являются температура и время, то любой процесс термической обработки можно описать графиком, показывающим изменение температуры во времени (рис. 5.1).

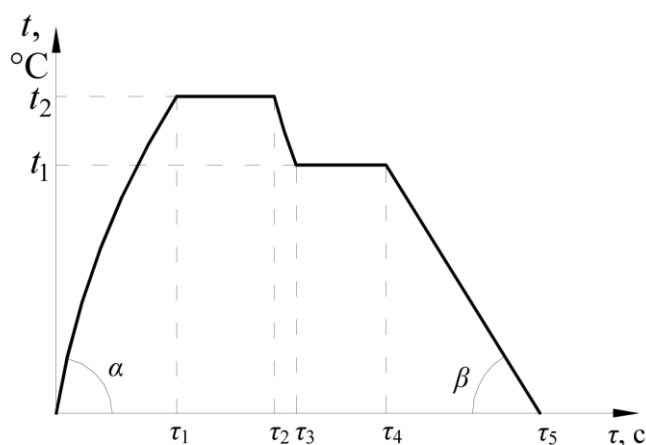


Рис. 5.1. График термической обработки сплавов

Постоянная скорость нагрева или охлаждения изображается на графике прямой линией с определенным углом наклона, при этом угол наклона характеризует скорость нагрева или охлаждения (α , β). Общая длительность термической обработки металла складывается из времени τ_1 нагрева до требуемой температуры, времени выдержки при этой температуре $\tau_1-\tau_2$ и времени охлаждения до комнатной температуры $\tau_2-\tau_3$, $\tau_3-\tau_4$, $\tau_4-\tau_5$.

В результате термической обработки в сплавах происходят структурные изменения. После термообработки металлы и сплавы могут находиться в равновесном (стабильном) и неравновесном (метастабильном) состоянии. При охлаждении деталей (изделий) вместе с печью в них практически полностью проходят процессы вторичной кристаллизации и связанные с ними диффузионные превращения в металле или сплаве. В результате металл оказывается в состоянии, близком к равновесному (стабильному). При охлаждении на воздухе в металле происходят превращения, близкие к равновесным. При быстром охлаждении (масло, вода и др.) в металле не успевают проходить диффузионные процессы и связанные с ними превращения, поэтому он оказывается в неравновесном (частично неравновесном) состоянии.

Классификация видов термической обработки стали

Современная классификация видов термообработки, определяемая типом фазовых и структурных изменений в металле, разработана А. А. Бочваром (рис. 5.2). Она охватывает все многочисленные разновидности термической обработки черных и цветных металлов и сплавов.

Виды термической обработки подразделяются на три группы: собственно термическую, термомеханическую и химико-термическую. Собственно термическая обработка (ТО) предусматривает только термическое воздействие на металл или сплав; термомеханическая (ТМО) — сочетание термического воздействия и пластической деформации; химико-термическая (ХТО) — сочетание термического и химического воздействия.

Собственно термическая обработка включает:

- отжиг I рода;
- отжиг II рода;
- закалку без полиморфного превращения;
- закалку с полиморфным превращением;
- отпуск;
- старение.

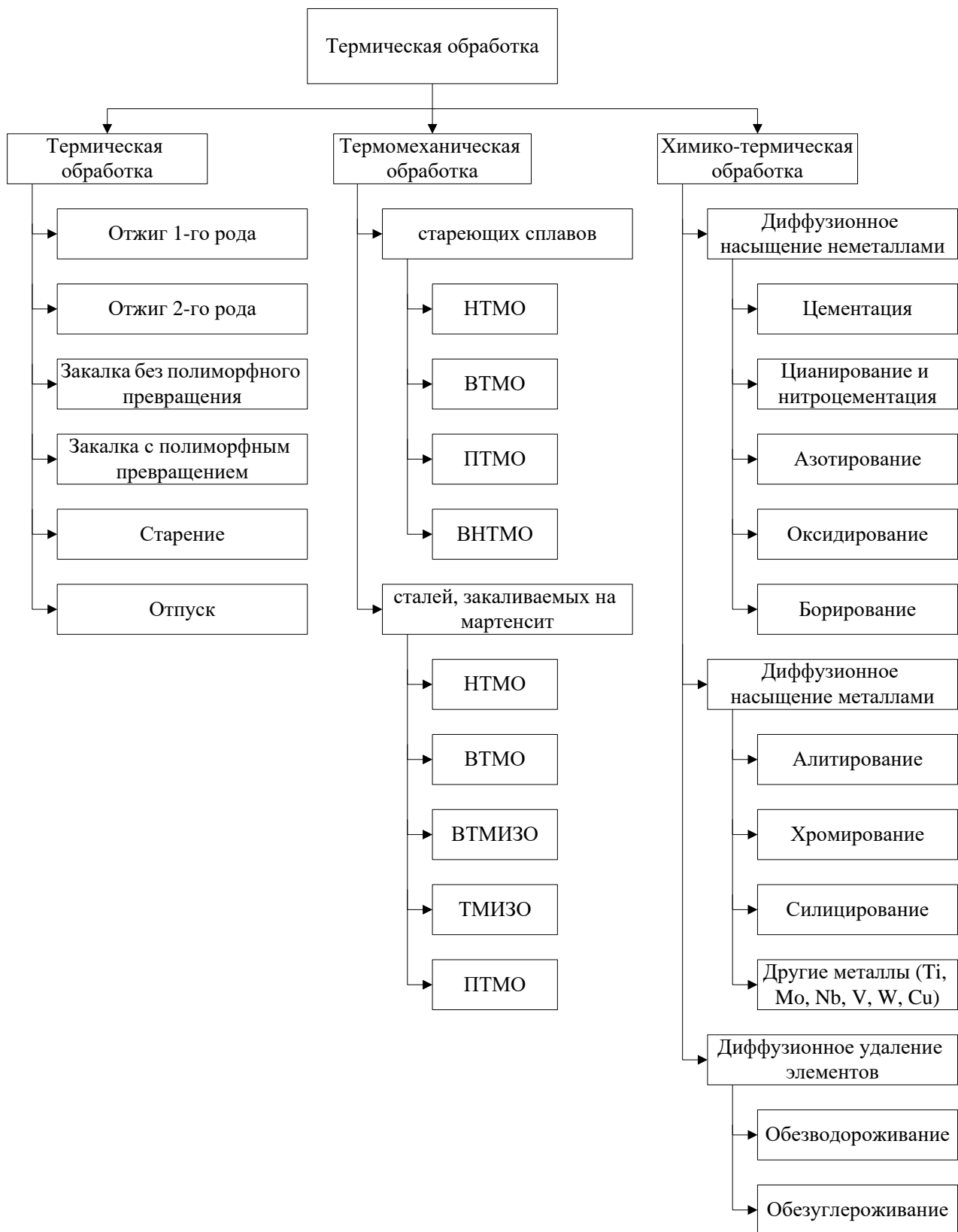


Рис. 5.2. Схема классификации основных видов термической обработки сталей и сплавов

Эти виды термической обработки применяются и к сталям, и к цветным металлам, и к сплавам.

Термомеханическая обработка подразделяется на ТМО стареющих сплавов и ТМО сталей, закаливаемых на мартенсит. Термомеханическая обработка стареющих сплавов включает следующие разновидности: низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО); высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО); предварительную термомеханическую обработку (ПТМО) и комбинацию ВТМО и НТМО — высоконизкотемпературную термомеханическую обработку (ВНТМО). Термомеханическая обработка сталей, закаливаемых на мартенсит, включает следующие разновидности: низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО); высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО); высокотемпературную термомеханическую изотермическую обработку (ВТМИзО); термомеханическую обработку с деформацией во время перлитного превращения (ТМИзО) и предварительную термомеханическую обработку (ПТМО).

Виды химико-термической обработки подразделяются на три следующие подгруппы: диффузионное насыщение неметаллами, диффузионное насыщение металлами и диффузионное удаление элементов.

Диффузионное насыщение неметаллами включает следующие основные разновидности: цементацию, азотирование, цианирование (нитроцементацию), борирование и оксидирование. Диффузионное насыщение металлами включает: алитирование, хромирование, силицирование, насыщение другими металлами. Диффузионное удаление элементов — это обезводородживание и обезуглероживание.

При рассмотрении разных видов термообработки железоуглеродистых сплавов (стали, чугуны) используются следующие условные обозначения критических точек этих сплавов. Критические точки A_1 лежат на линии PSK ($727\text{ }^{\circ}\text{C}$). Критические точки A_2 находятся на линии MO ($768\text{ }^{\circ}\text{C}$). Критические точки A_3 лежат на линии GS , а критические точки A_{cm} — на линии SE (cm — цементит).

Вследствие теплового гистерезиса превращения при нагреве и охлаждении проходят при разных температурах. Поэтому для обозначения критических точек при нагреве и охлаждении используются дополнительные индексы: буквы c в случае нагрева и r в случае охлаждения. Например, A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} , A_{r3} , $A_{c_{cm}}$, $A_{r_{cm}}$.

Превращения в стали при нагреве. Образование аустенита

При многих видах термической обработки сталь нагревают до температур, соответствующих существованию аустенита (процесс аустенитизации).

Образование аустенита при нагреве является диффузионным процессом и подчиняется основным положениям теории кристаллизации.

При нагреве стали выше критических точек с образованием аустенита исходной структурой чаще всего является смесь феррита и цементита — перлит. Превращение перлита в аустенит в точном соответствии с диаграммой железо-углерод происходит лишь при очень медленном нагреве. В реальных условиях нагрева при термообработке превращение перлита в аустенит запаздывает, и имеет место перегрев. Скорость превращения зависит от степени перегрева. Чем выше температура, тем больше степень перегрева и тем быстрее идет превращение.

Превращение перлита в аустенит происходит в соответствии с общими закономерностями фазового превращения в твердом состоянии. Во-первых, движущей силой превращения является стремление системы достичь минимума свободной энергии (рис. 5.3). Во-вторых, кинетика фазовых превращений определяется двумя параметрами — скоростью зарождения центров превращения (зародыши аустенита) и линейной скоростью роста из этих центров (зерна аустенита) (рис. 5.4).

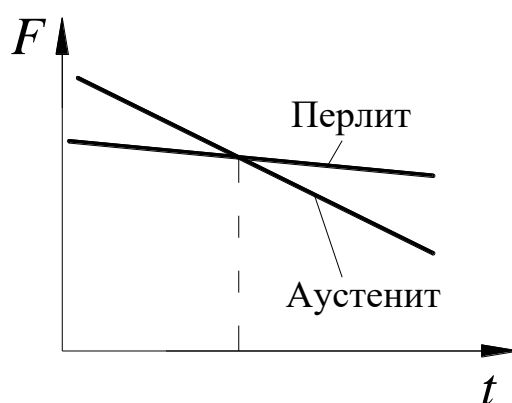


Рис. 5.3. Температурная зависимость изменения свободной энергии аустенита и перлита

Зародыши новой фазы — аустенита — образуются на межфазных поверхностях раздела феррита и цементита. Переход перлита в аустенит состоит из двух элементарных процессов: полиморфного превращения $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$ и растворения в γ -железе углерода цементита. Растворение цементита запаздывает по сравнению с полиморфным превращением. Поэтому после превращения феррита в аустенит необходимо дополнительное время для устранения неоднородности аустенита — период гомогенизации аустенита.

Скорость образования аустенита зависит от разности свободных энергий аустенита и перлита и скорости диффузии атомов углерода, необходимых для образования гомогенного аустенита.

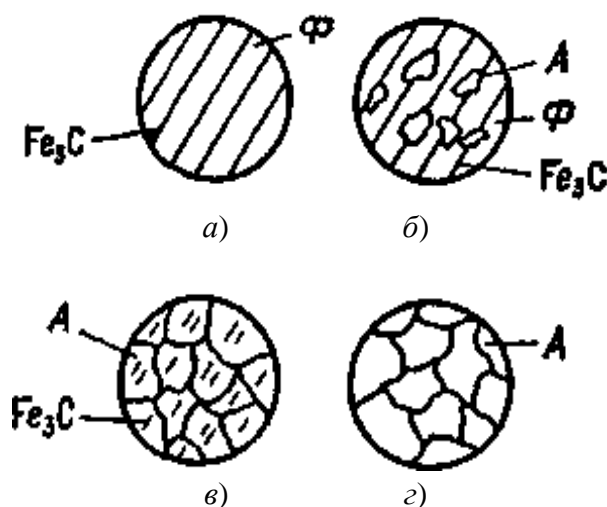


Рис. 5.4. Схема структурных изменений эвтектоидной стали при нагреве:
 а — исходная перлитная структура; б — перлит с зародышами аустенита — начало превращения $\Pi \rightarrow A$; в — аустенит с остатками цементита — конец полиморфного превращения ($Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$) и растворение цементита; г — однородный аустенит — период гомогенизации аустенита

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях образование аустенита при нагреве протекает по другой схеме.

При нагреве доэвтектоидной стали выше точки A_1 после превращения перлита в аустенит образуется двухфазная структура — аустенит и феррит. При дальнейшем нагреве в интервале температур A_1-A_3 феррит постепенно растворяется в аустените: содержание углерода в аустените уменьшается в соответствии с линией GS . При температуре A_3 феррит исчезает, а концентрация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали. Аналогично протекает превращение и в заэвтектоидной стали. При температуре несколько выше A_1 ($727\text{ }^{\circ}\text{C}$) перлит превращается в аустенит, содержащий $0,8\%$ С. В интервале температур A_1-A_{cm} происходит растворение избыточного цементита. Выше температуры A_{cm} будет только аустенит, содержание углерода в котором соответствует его содержанию в стали.

Рост зерна аустенита при нагреве

Размер аустенитного зерна — важнейшая структурная характеристика нагретой стали. От размера зерна аустенита зависит поведение стали в различных процессах термомеханической обработки и механические свойства изде-

лия. Особенно чувствительна к размеру аустенитного зерна ударная вязкость, которая заметно падает с укрупнением зерна.

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

Эти зерна называются начальными зернами. При дальнейшем повышении температуры или увеличении длительности выдержки происходит собирательная рекристаллизация, и зерно увеличивается. Рост зерна аустенита происходит самопроизвольно и вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии вследствие сокращения поверхности зерен. Зерно растет в результате увеличения одних зерен за счет других, более мелких, а следовательно, термодинамически менее устойчивых. Размер зерна, образовавшегося при нагреве до данной температуры, не изменяется при последующем охлаждении.

Способность зерна аустенита к росту неодинакова даже у сталей одного марочного состава вследствие влияния условий их выплавки.

По склонности к росту зерна аустенита при нагреве различают два типа сталей: *наследственно мелкозернистые* и *наследственно крупнозернистые*.

В наследственно крупнозернистых сталях размер зерен быстро увеличивается даже при небольшом перегреве выше A_{c1} (A_{c3} , A_{cm}), а в наследственно мелкозернистых сталях даже при значительном перегреве сохраняется относительно мелкое зерно (рис. 5.5).

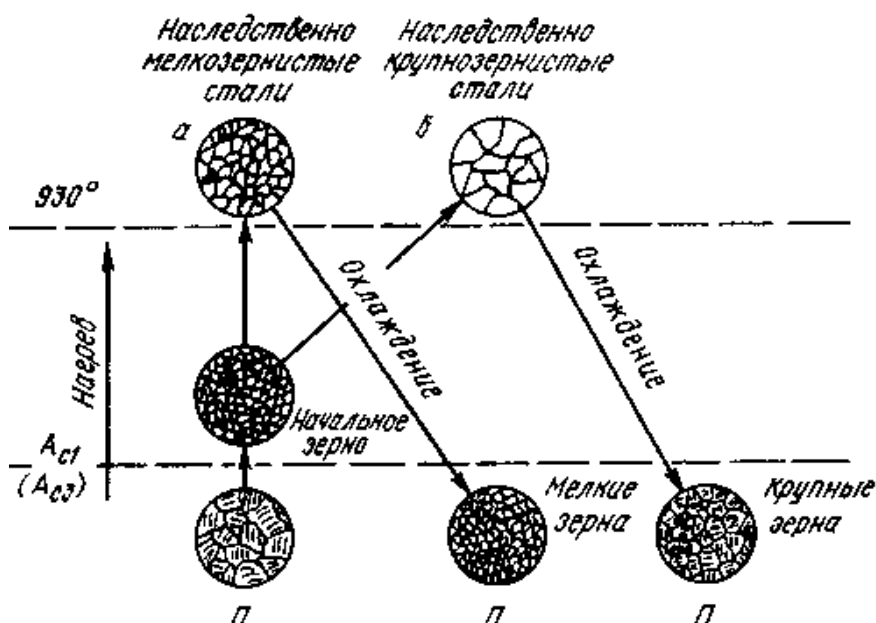


Рис. 5.5. Схема изменения размера зерна в зависимости от температуры нагрева стали:

- a* — наследственно мелкозернистые стали;
- б* — наследственно крупнозернистые стали

Склонность к росту зерна стали зависит, с одной стороны, от содержания в ней легирующих элементов — почти все легирующие элементы (за исключением марганца и фосфора, которые способствуют росту зерна) тормозят рост аустенитного зерна. Наиболее сильно тормозят рост аустенитного зерна V, Ti, Al и Zr. Хорошо тормозят рост зерна аустенита W, Mo и Cr, слабо действуют Ni и Si. Основной причиной такого действия легирующих элементов считается образование труднорастворимых в аустените карбидов и оксидов, которые являются барьерами для растущего зерна.

С другой стороны, склонность к росту зерна стали сильно зависит от ее металлургического качества, технологии производства и режима раскисления, так как они определяют наличие в стали разного количества мельчайших примесей карбидов, оксидов, сульфидов и нитридов, также затрудняющих рост зерна.

Следует отметить, что термины — наследственно крупнозернистая и наследственно мелкозернистая сталь не обозначают того, что данная сталь имеет всегда крупное или всегда мелкое зерно. Наследственное зерно, полученное в стандартных условиях технологической пробы, указывает лишь на то, что при нагреве до определенных температур крупнозернистая сталь приобретает крупное зерно при более низкой температуре, чем сталь мелкозернистая.

Наследственно мелкозернистая сталь при достаточно высокой температуре может даже иметь более крупное зерно аустенита, чем наследственно крупнозернистая сталь, поэтому введено понятие о *действительном* зерне, т.е. зерне, существующем в стали при данной температуре.

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

Для определения склонности стали к росту зерна используется стандартная методика, которая заключается в следующем. Доэвтектоидную сталь цементуют при 930 °С в течение 8 ч с последующим медленным охлаждением. Размер зерна определяется по карбидной сетке, окаймляющей границы аустенитных зерен. Заэвтектоидную сталь нагревают до 930 °С и после выдержки в течение 3 ч медленно охлаждают. Размер зерна определяется по сетке вторичных карбидов, выделяющихся по границам аустенитных кристаллов. Другой метод состоит в окислительном нагреве шлифа в течение 3 ч при 930 °С. Границы зерен аустенита выявляются сеткой оксидов.

От склонности к росту зерна зависит технологический процесс горячей деформации и термообработки. Наследственно мелкозернистые стали имеют

большой интервал закалочных температур; их прокатка и ковка могут начинаться при более высоких температурах.

Перегрев и пережог

Продолжительный нагрев стали до температур значительно выше A_{c3} (A_{cm}) приводит к *перегреву* металла, вследствие чего образуется крупное действительное зерно как непосредственно при этой температуре, так и после охлаждения до 20 °С. Перегретая сталь характеризуется крупнокристаллическим изломом.

В перегретой стали нередко часть феррита (цементита) образуется по сдвиговому механизму превращения. Рост видманштеттовых кристаллов феррита (цементита) происходит при высоких температурах в условиях диффузии углерода (рис. 5.6).

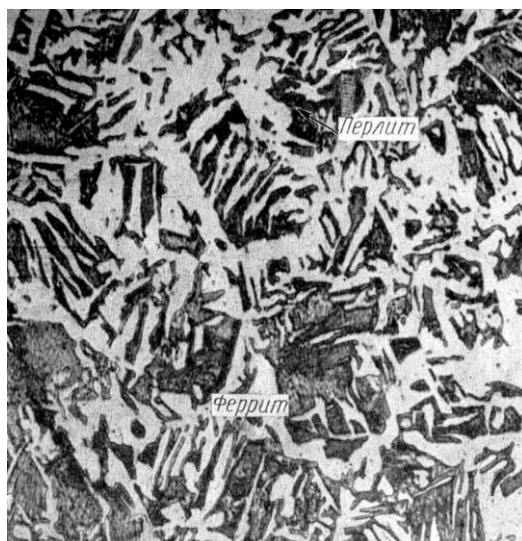


Рис. 5.6. Структура перегретой стали

Перегрев может быть исправлен повторным нагревом до более низкой температуры. Если нагрев проводится при температуре выше температуры перегрева, и металл длительное время находится при этой температуре в окислительной атмосфере печи, то может возникнуть неисправимый дефект — *пережог* стали. Он сопровождается окислением и частичным оплавлением границ зерен и характеризуется камневидным изломом.

Влияние величины зерна на свойства стали

Величина зерна стали не оказывает существенного влияния на стандартный комплекс механических свойств, получаемых при испытании на статическое растяжение (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) и твердость, но с ростом зерна резко снижается ударная вязкость, работа распространения трещины, и повышается порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем сталь более склонна к закалочным трещинам и деформациям. Все это следует учитывать при выборе режимов термической обработки.

Выявление и определение величины зерна

Величину зерна определяют по ГОСТ 5639-82 сравнением микроструктуры стали при увеличении в 100 раз с эталонными шкалами (рис. 5.7).

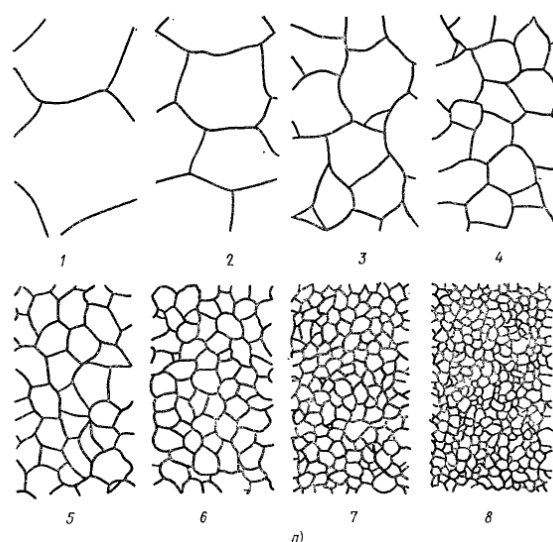


Рис. 5.7. Пример эталонных шкал для определения балла зерна

Размер зерна оценивается баллами. Балл зерна прямо пропорционален числу зерен, помещающихся на 1 мм^2 шлифа, и обратно пропорционален среднему диаметру зерна. Условно принято считать, что стали с размером зерна от первого до пятого балла относятся к крупнозернистым сталям, а с более высоким баллом зерна (от шестого до 10-го) — к мелкозернистым.

Общая характеристика превращения переохлажденного аустенита (диаграмма изотермического превращения аустенита)

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_{c3} (для доэвтектоидной стали) или выше $A_{c_{cm}}$ (для заэвтектоидной стали), переохладить до температуры ниже A_1 , то аустенит оказывается в метастабильном состоянии и претерпевает превращение.

Для описания кинетики превращения переохлажденного аустенита пользуются экспериментально построенными диаграммами время-температура-степень распада или диаграммами изотермического превращения аустенита, т.е. превращения, протекающего при постоянной температуре.

Для изучения изотермического превращения аустенита небольшие образцы стали нагревают до температур, соответствующих существованию стабильного аустенита, а затем быстро охлаждают до температуры ниже A_1 , например до 700, 600, 500, 400, 300 °С и т.д., и выдерживают при этих температурах до полного распада аустенита. Степень его распада можно определять разными методами: микроскопическим, магнитным, дилатометрическим и др.

Результаты исследования при постоянной температуре характеризует кривая, показывающая количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада (рис. 5.8).

Как видно из рис. 5.8, *а*, в течение некоторого промежутка времени (H_1, H_2, H_3) распад аустенита экспериментально не фиксируется. Этот период называют *инкубационным*.

По истечении этого периода аустенит начинает распадаться с образованием более стабильных структур. В области повышенных температур распад протекает с образованием структуры из феррита и цементита. Скорость распада сначала быстро увеличивается, а затем постепенно замедляется. Через некоторое время (K_1, K_2, K_3) процесс распада полностью заканчивается или приостанавливается. Построение таких кривых после охлаждения до разных температур (t_1, t_2, t_3 и т.д.) позволяет получить диаграмму изотермического превращения аустенита (рис. 5.8, *б*). Для этого нужны отрезки времени, соответствующие началу (H_1, H_2, H_3) и концу распада аустенита (K_1, K_2, K_3 и т.д.) или какой-то заранее принятой степени превращения для каждой из исследуемых температур (t_1, t_2, t_3), перенести на график, на котором по оси абсцисс откладывается время, а по оси ординат — температура, и одноименные точки соединить плавными кривыми. Шкалу времени для удобства построения чаще выбирают логариф-

мической, так как время распада может колебаться в широких пределах — от долей секунды до десятков минут и даже часов. В диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 5.8, б) кривая 1 характеризует начало распада аустенита, а кривая 2 показывает время, необходимое для полного распада аустенита.

Область, лежащая левее кривой начала распада аустенита (см. рис. 5.8, б), определяет продолжительность инкубационного периода; в интервале температур и времени, соответствующих этой области, существует переохлажденный аустенит, практически не претерпевающий заметного распада. Длительность инкубационного периода характеризует устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением переохлаждения его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума, и далее вновь возрастает (рис. 5.8, б).

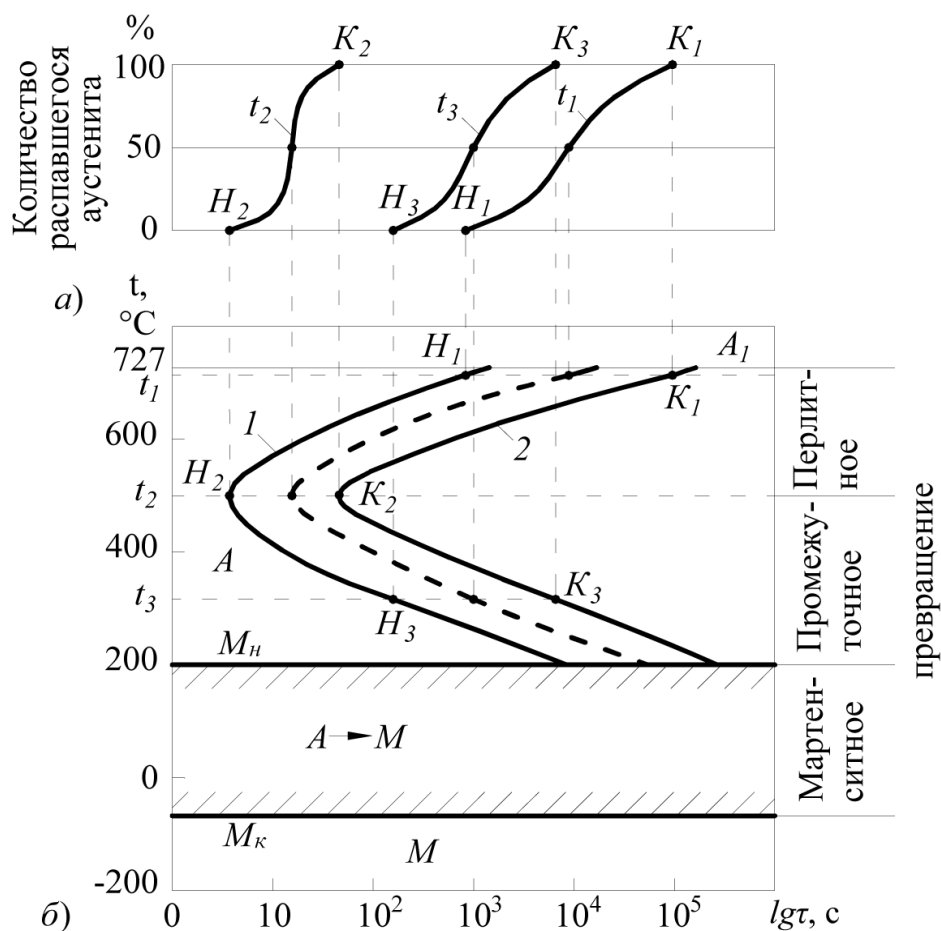


Рис. 5.8. Построение диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали с 0,8 % С:
 а — кинетические кривые; б — диаграмма изотермического превращения аустенита

При температуре наименьшей устойчивости аустенита скорость превращения очень велика. В углеродистых сталях длительность инкубационного периода при этой температуре не превышает 1,0–1,5 с. Уменьшение устойчивости аустенита и роста скорости его превращения с увеличением степени переохлаждения объясняется возрастанием разности свободных энергий аустенита и образующимися фазами (структурой). При этом уменьшается размер критического зародыша, способного к росту, и возрастает количество объемов в исходном аустените, в которых могут возникнуть зародыши новой фазы. Повышение устойчивости аустенита и уменьшение скорости его превращения при больших степенях переохлаждения вызывается снижением скорости образования и роста новых фаз вследствие замедления процесса диффузии.

При переохлаждении аустенита до температуры, равной или ниже мартенситной точки M_n , соответствующей температуре начала превращения переохлажденного аустенита в мартенсит (рис. 5.8, б), диффузионные процессы полностью подавляются, и образование структуры, состоящей из феррита и цементита, становится невозможным. В этом случае протекает бездиффузионное превращение аустенита в структуру закаленной стали, называемую *мартенситом*³ и представляющую собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе.

Содержание углерода в мартенсите по этой причине в общем случае не отличается от его содержания в переохлажденном аустените.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области, или ступени, превращения (рис. 5.8, б): перлитная, область промежуточного превращения (промежуточного между перлитным и мартенситным превращением) и мартенситная.

Знание этих превращений важно для решения многих практических задач. Перлитное превращение протекает в процессе отжига стали, а мартенситное — при закалке стали. Промежуточное превращение важно для понимания так называемой изотермической закалки стали.

Перлитное превращение

Перлитное превращение переохлажденного аустенита носит кристаллизационный характер и по своему механизму является диффузионным. Это следует из того, что аустенит, например, углеродистой стали (рис. 5.9), практически однородный по концентрации углерода, распадается с образованием ферри-

³ Назван по имени немецкого металловеда А. Мартенса (A. Martens).

та (почти чистое железо) и цементита, содержащего 6,67 % С, т.е. состоит из фаз, имеющих различную концентрацию углерода. Ведущей, в первую очередь возникающей фазой, при этом является карбид (цементит). Его зародыши, как правило, образуются на границах зерен аустенита.

В результате роста частиц этого карбида прилегающий к нему объем аустенита обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. При этом кристаллики феррита рождаются на границе с цементитом, который облегчает этот процесс. Дальнейший рост ферритных пластинок ведет к обогащению окружающего аустенита углеродом, что затрудняет дальнейшее развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В обогащенном таким образом углеродом аустените зарождаются новые и растут ранее возникшие пластинки цементита (карбидов). Вследствие этих процессов образования и роста частиц карбидов вновь создаются условия для возникновения новых и роста имеющихся кристалликов (пластинок) феррита. В результате происходит колониальный (совместный) рост кристалликов феррита и цементита, образующих перлитную колонию (рис. 5.9). Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение.

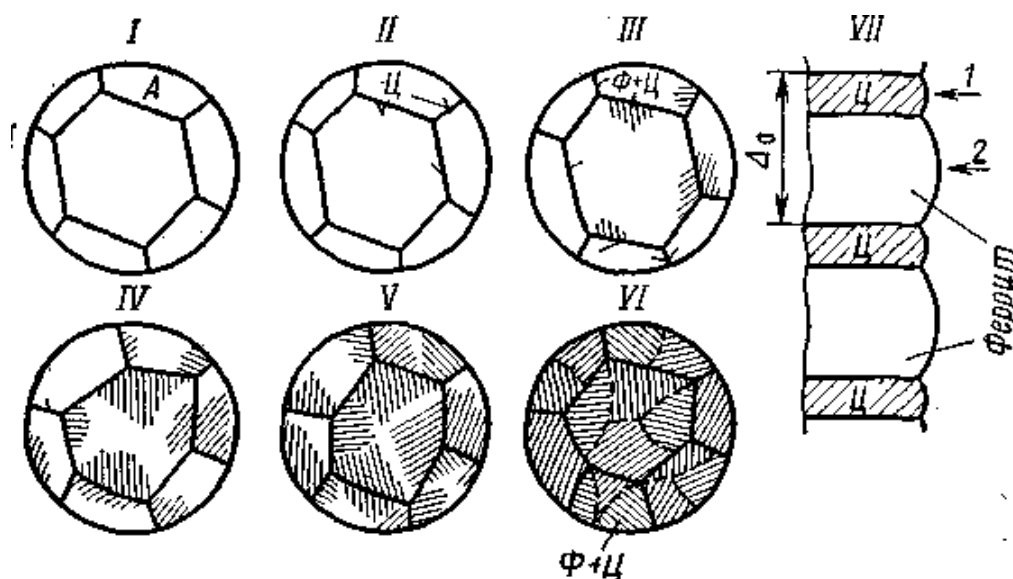


Рис. 5.9. Схема возникновения и роста перлитного зерна:

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

Рассмотрим структуры, образующиеся при диффузионном превращении аустенита.

При температуре 650–700 °С образуется собственно перлит. При перлитном превращении ведущей фазой является цементит. В результате образования пластинок цементита соседние участки аустенита обедняются углеродом, что, в свою очередь, приводит к образованию пластинок феррита.

При увеличении переохлаждения увеличивается количество зародышей новой фазы. Естественно, что с ростом числа чередующихся пластин феррита и цементита уменьшаются их размеры и расстояния между ними (рис. 5.10).

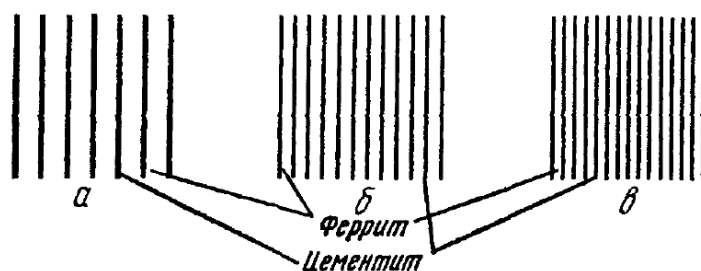


Рис. 5.10. Схемы феррито-цементитных структур:
а — перлит; б — сорбит; в — троостит

Другими словами, с понижением температуры растет дисперсность продуктов превращения аустенита. Под степенью дисперсности понимают расстояние между соседними пластинками феррита и цементита. При температуре 600–650 °С образуется сорбит⁴, а при 550–600 °С — троостит⁵.

Перлит, сорбит, троостит являются структурами одной природы — механической смесью феррита и цементита и отличаются друг от друга лишь степенью дисперсности. С увеличением степени дисперсности пластин цементита растет твердость и прочность стали. Наибольшую пластичность имеют стали с сорбитной структурой. Троостит, образующийся при более низкой температуре превращения, характеризуется меньшей пластичностью (δ , ψ). Перлит, сорбит и троостит называют перлитными структурами.

Перлитные структуры в зависимости от формы цементита могут быть пластинчатыми или зернистыми. Пластинчатые структуры образуются при превращении однородного (гомогенного) аустенита, а зернистые — неоднородного аустенита. В первом случае нагрев доэвтектоидных сталей должен произво-

⁴ Назван в честь английского ученого Г. К. Сорби (H.C. Sorby).

⁵ Назван по имени французского химика Л. Ж. Трооста (L.-J. Troost).

даться выше A_{c3} , а заэвтектоидных — выше A_{cm} . Соответственно для получения зернистых структур нагрев должен производиться ниже A_{c3} (A_{cm}).

Таким образом, дисперсность перлитных структур определяется степенью переохлаждения, а форма цементита — гомогенностью исходного аустенита.

Так как в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях в отличие от эвтектоидных в интервале температур A_1 – A_3 сначала выделяются избыточные фазы — феррит (в доэвтектоидных сталях) или избыточный цементит (в заэвтектоидных сталях), то на диаграмме изотермического распада аустенита для этих сталей характерно появление дополнительной кривой, характеризующей начало выделения соответствующих избыточных фаз (рис. 5.11).

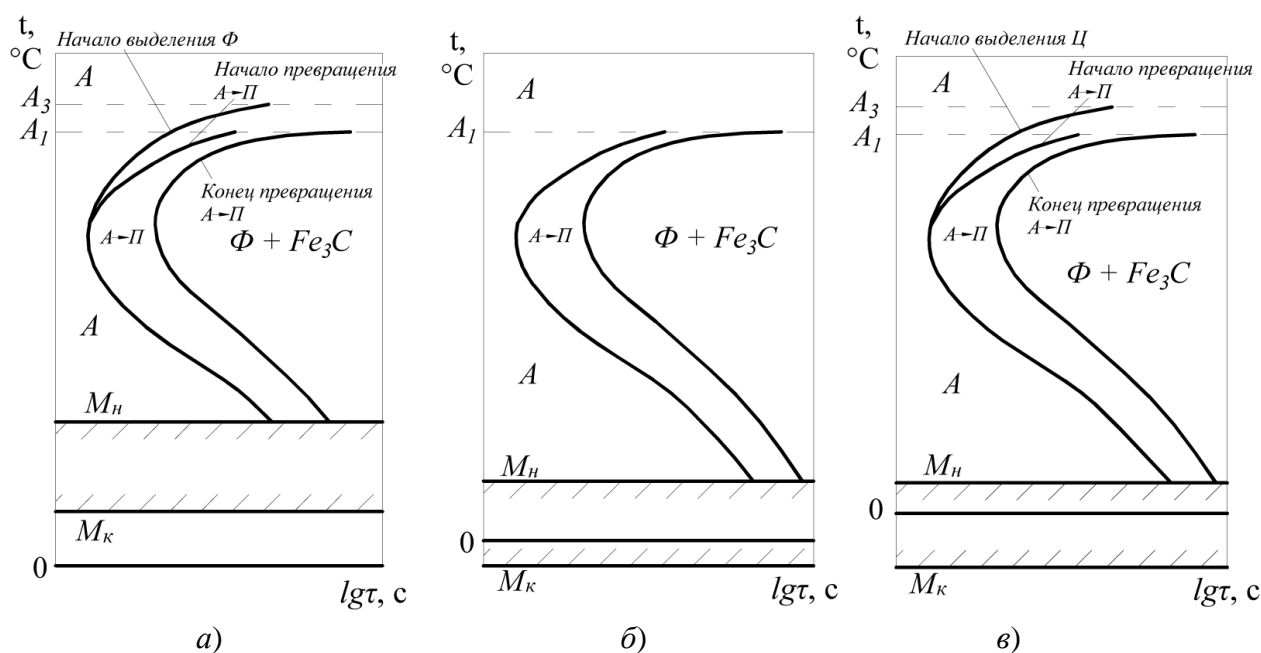


Рис. 5.11. Схемы диаграмм изотермического превращения переохлажденного аустенита: *а* — доэвтектоидная сталь; *б* — эвтектоидная сталь; *в* — заэвтектоидная сталь

Мартенситное превращение аустенита. Природа мартенсита

При больших степенях переохлаждения возрастает термодинамическая неустойчивость аустенита, а скорость диффузии углерода резко падает. При переохлаждении аустенита в эвтектоидной стали до $240\text{ }^\circ\text{C}$ подвижность атомов углерода близка к нулю, и происходит бездиффузионное превращение аустенита. При этом меняется лишь тип решетки $\gamma \rightarrow \alpha$, а весь углерод, ранее растворенный в решетке аустенита, остается в решетке феррита несмотря на то, что рав-

новесная концентрация углерода в феррите при комнатной температуре не превышает 0,006 %. В результате образуется пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе, который называется *мартенситом*. Из-за пересыщенности углеродом решетка мартенсита сильно искажена и вместо кубической приобретает тетрагональную форму, при которой отношение параметров решетки существенно отличается от единицы, т.е. $c/a \neq 1$. Чем больше углерода, тем выше степень тетрагональности мартенсита (рис. 5.12).

Мартенсит имеет высокую твердость (до 65 HRC) и хрупкость. Высокая твердость мартенсита обусловлена искажениями кристаллической решетки и соответственно большими внутренними напряжениями, определяемыми растворенным углеродом, а также возникновением фазового наклепа за счет увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит. В результате этого плотность дислокаций в мартенсите достигает уровня холоднодеформируемой стали и равняется 10^{10} – 10^{12} см⁻².

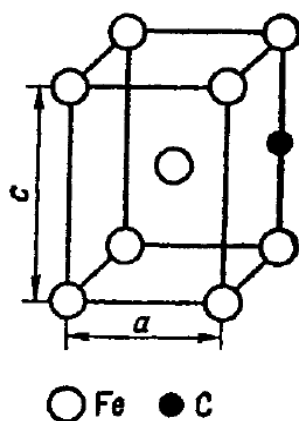


Рис. 5.12. Тетрагональная кристаллическая ячейка мартенсита

Скорость образования кристаллов мартенсита очень велика и достигает 1 000 м/с. Пластины мартенсита растут до границы аустенитного зерна либо до имеющегося в стали дефекта. Последующие пластины мартенсита, расположенные под углом к первым (60° , 120°), ограничены размерами первичных пластин мартенсита и границами аустенитных зерен.

Высокая скорость образования кристаллов мартенсита при низкой температуре протекания превращения объясняется тем, что имеет место непосредственный переход от кристаллической решетки аустенита к решетке мартенсита (когерентные границы).

При практически мгновенном $\gamma \rightarrow \alpha$ переходе атомы смещаются упорядоченно, строго ориентированно на расстояния, меньшие межатомных. При этом

сохраняется общая сопрягающаяся плоскость решеток γ - и α -Fe — так называемая когерентная связь. Когерентное превращение обуславливает перемещение атомов только на близкие расстояния при переходе атомов из одной решетки в другую. Поэтому кристаллическая решетка новой фазы мартенсита закономерно ориентирована относительно исходной фазы — аустенита. Из-за когерентного сопряжения решеток и различия удельных объемов фаз (аустенита и мартенсита) мартенситное превращение приводит к возникновению больших внутренних напряжений.

Мартенситное превращение идет в интервале температур начала и конца мартенситного превращения M_n и M_k . Для эвтектоидной стали оно начинается при 240 и заканчивается при -50 °С. Однако при этой температуре в стали сохраняется еще некоторое количество непревращенного, так называемого остаточного аустенита. Охлаждение ниже температуры M_k не приводит к его окончательному распаду. Положение точек M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения, но зависит от содержания углерода в стали (рис. 5.13). Все легирующие элементы, растворенные в аустените, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки M_n и M_k .

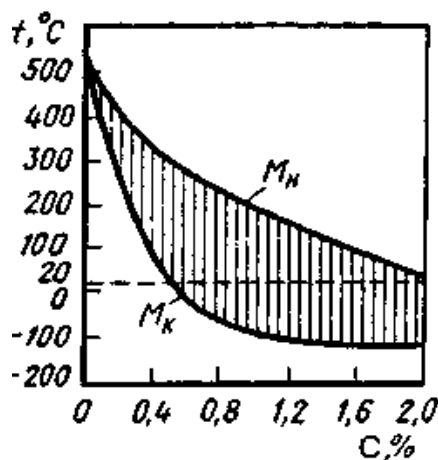


Рис. 5.13. Влияние содержания углерода в стали на температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения

Мартенситное превращение очень чувствительно к напряжению, а деформация аустенита может вызвать превращения даже при температурах выше M_n (образуется мартенсит деформации).

Кристаллы в зависимости от состава сплава, а следовательно, в зависимости от температуры своего образования, могут иметь различную морфологию и

субструктуру. Различают два вида мартенсита: пластинчатый (игольчатый) и пакетный (речный) (рис. 5.14).

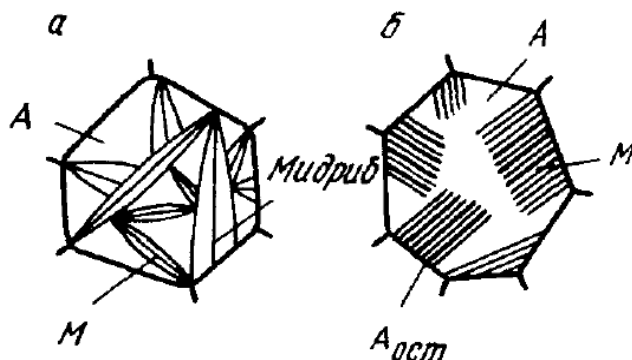


Рис. 5.14. Схема образования пластинчатого (игольчатого) (а) и речного (массивного) (б) мартенсита

Пластинчатый мартенсит образуется в высокоуглеродистых сталях, имеющих низкие значения M_n и M_k . В этом случае кристаллы мартенсита в средней зоне содержат большое число микродвойников, образующих зону повышенной травимости, называемую *мидрибом* (рис. 5.14, а). Сами кристаллы мартенсита в этом случае представляют собой широкие пластины, которые в плоскости шлифа имеют вид игл.

Пакетный (речный) мартенсит характерен для низко- и среднеуглеродистых, а также конструкционных легированных сталей. В этом случае кристаллы мартенсита имеют форму тонких реек, вытянутых в одном направлении (рис. 5.14, б) и объединенных в пакеты. Тонкая структура пакетного (речного) мартенсита представляет собой запутанные дислокации высокой плотности ($\sim 10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$) при полном отсутствии двойников. В легированных сталях внутри мартенситных пакетов между кристаллами мартенсита, как правило, присутствуют прослойки остаточного аустенита (рис. 5.14, б).

Размеры кристаллов любой морфологии мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. Они тем крупнее, чем больше зерно аустенита. Первая пластина мартенсита имеет протяженность, соответствующую поперечному размеру зерна аустенита. Кристаллы, образующиеся при более низких температурах, имеют уже меньшую протяженность (рис. 5.14, а).

Если эвтектоидную сталь охладить только до комнатной температуры, то в структуре кроме мартенсита будет присутствовать некоторое количество остаточного аустенита. Наличие остаточного аустенита нежелательно, так как

это приводит к неоднородности свойств по сечению и изменению размеров деталей. Последнее обстоятельство объясняется тем, что мартенсит имеет наибольший удельный объем по сравнению с другими структурами, а аустенит — наименьший. Поэтому при переходе от аустенитной структуры к мартенситной объем и размеры деталей увеличиваются. К особенностям мартенситного превращения относится то, что оно происходит только при непрерывном охлаждении. Задержка охлаждения при температуре выше температуры конца мартенситного превращения приводит к стабилизации аустенита. Аустенит становится более устойчивым. При последующем охлаждении его превращение затруднено и протекает с меньшей интенсивностью и полнотой. Эффект стабилизации аустенита зависит от температуры остановки при охлаждении.

Таким образом, особенностями мартенситного превращения являются его бездиффузионный характер, ориентированность кристаллов и образование при непрерывном охлаждении в интервале температур M_n-M_k .

Характерной чертой мартенсита является его высокая твердость и прочность, значения которых возрастают с увеличением содержания углерода в мартенсите. Временное сопротивление низкоуглеродистого мартенсита (0,025 % C) составляет 1 000 МПа, а мартенсит с содержанием 0,6–0,7 % C имеет временное сопротивление 2 600–2 700 МПа. Однако с повышением содержания углерода в мартенсите возрастает и его склонность к хрупкому разрушению. Мартенсит, содержащий более 0,35–0,4 % C, имеет низкое сопротивление зарождению и распространению трещины, а также низкие значения вязкости разрушения.

Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию и коробление изделий, а также появление закалочных трещин.

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита

Бейнитное (промежуточное) превращение аустенита протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями. Кинетика этого превращения и получающиеся структуры имеют черты кинетики и структур, получаемых при диффузионном перлитном и бездиффузионном мартенситном превращениях: диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и мартенситное бездиффузионное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$.

В результате бейнитного превращения образуется смесь α -фазы (феррита) и карбида, которая называется *бейнитом*⁶.

Кристаллы α -фазы образуются в промежуточном интервале температур путем когерентного роста упругой связи с исходной γ -фазой, т.е. точно так же, как растут кристаллы мартенсита при мартенситном превращении. Но в отличие от последнего, для которого характерно «мгновенное» образование кристаллов мартенсита, при бейнитном превращении кристаллы α -фазы растут сравнительно медленно, что связано с необходимостью диффузионного отвода атомов углерода из аустенита с целью получения γ -фазы, обедненной углеродом. Это объясняется тем, что в промежуточном интервале температур α -фаза может образовываться из γ -фазы, обедненной углеродом (рис. 5.15).

Карбид в бейните не имеет пластинчатого строения, свойственного перлиту. Карбидные частицы в бейните очень дисперсны, их можно видеть только под электронным микроскопом.

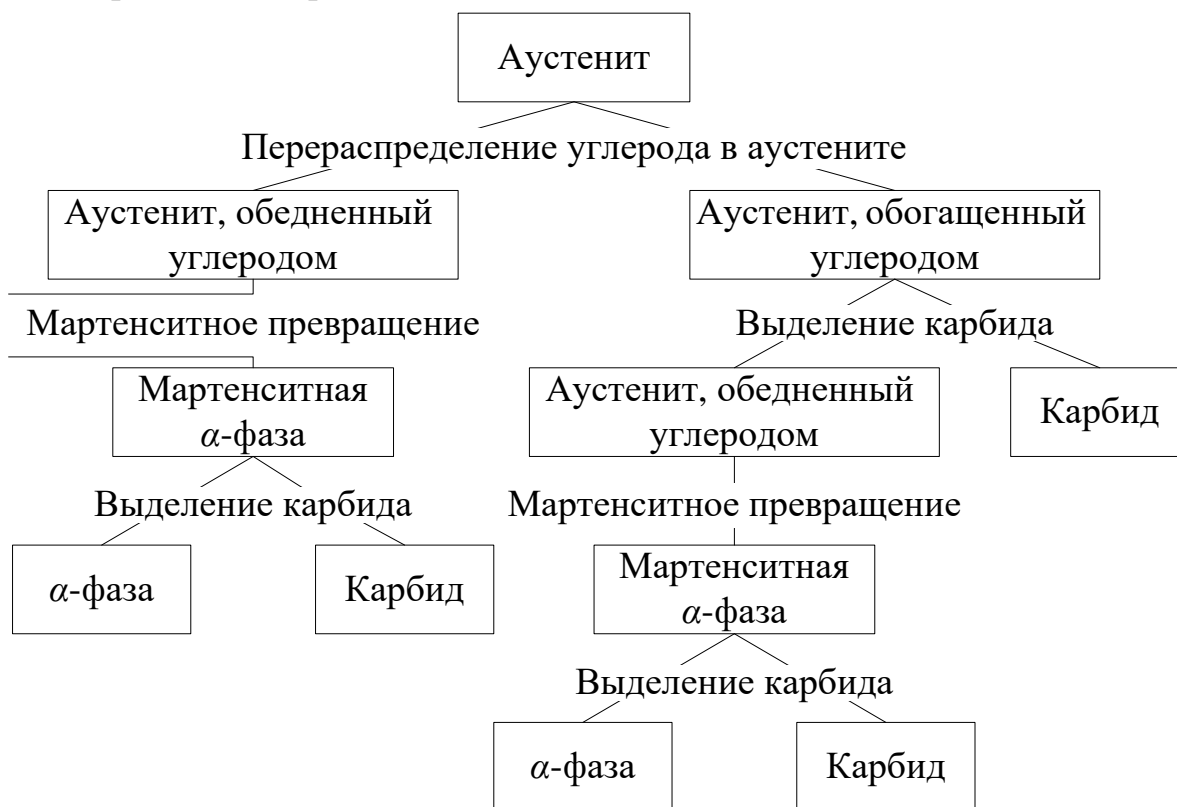


Рис. 5.15. Схема бейнитного превращения

Различают верхний и нижний бейнит, образующиеся соответственно в верхней и нижней части промежуточного интервала температур (условная гра-

⁶ Назван по имени английского металлурга Э. Бейна (E. Bain).

ница между ними 350 °С). Верхний бейнит имеет перистое строение, а нижний — игольчатое, мартенситоподобное строение.

Верхний бейнит от нижнего отличается по характеру распределения и составу карбидной фазы. Электронно-микроскопический анализ показал, что в верхнем бейните карбидные частицы расположены между пластинами феррита или по границам и внутри пластин феррита, а в нижнем бейните включения карбида находятся только внутри пластин α -фазы.

Карбидная фаза в верхнем бейните — цементит, а в нижнем бейните — ε -карбид, который заменяется цементитом с увеличением времени выдержки (как при отпуске стали).

Продукты изотермического превращения переохлажденного аустенита в промежуточном интервале температур по своему составу, структуре и свойствам близки к продуктам отпуска мартенсита закаленной стали, если температуры бейнитного превращения и отпуска одинаковы.

Бейнит прочнее перлита, при этом его прочностные свойства увеличиваются с понижением температуры изотермического превращения. Повышенная прочность бейнита определяется малыми размерами ферритных кристаллов, дисперсными выделениями карбидов, искажениями решетки α -железа в связи с ее пересыщением углеродом, а также повышенной плотностью дислокаций в бейнитном феррите.

Пластичность при переходе из перлитной области в бейнитную (верхний бейнит) падает, а затем с понижением температуры вновь возрастает (нижний бейнит). Снижение пластичности в области верхнего бейнита связано с выделением сравнительно грубых карбидов преимущественно по границам ферритных кристаллов. В нижнем же бейните частицы карбидов расположены внутри кристаллов α -фазы, и поэтому при высокой прочности в стали с нижним бейнитом сохраняется высокая вязкость.

Изотермическое превращение аустенита в легированных сталях

Приведенные на рис. 5.11 и 5.13 диаграммы изотермического превращения аустенита справедливы как для углеродистых, так и для легированных сталей, не содержащих карбидообразующих элементов. У сталей, легированных карбидообразующими элементами, на изотермической диаграмме существует не один, а два минимума устойчивости переохлажденного аустенита, соответ-

ственно расположенных в области перлитного и бейнитного превращений (рис. 5.16). Оба превращения разделены областью устойчивого аустенита.

На диаграммах изотермического превращения аустенита доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей, так же как у углеродистых сталей, появляется дополнительная линия, соответствующая началу выделения избыточного легированного феррита или карбида.

В сталях, легированных карбидообразующими элементами, перлитное превращение сводится к полиморфному превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ и к диффузионному перераспределению углерода и легирующих элементов.

В результате получается легированный перлит (легированный феррит + легированный цементит). Особенностью бейнитного превращения в этих сталях является то, что часть переохлажденного аустенита при изотермической выдержке не распадается совсем и лишь может при дальнейшем понижении температуры частично превратиться в мартенсит. Вследствие этого при распаде аустенита в легированной стали последняя может иметь структуру, состоящую из бейнита, некоторого количества мартенсита и нераспавшегося (остаточного) аустенита.

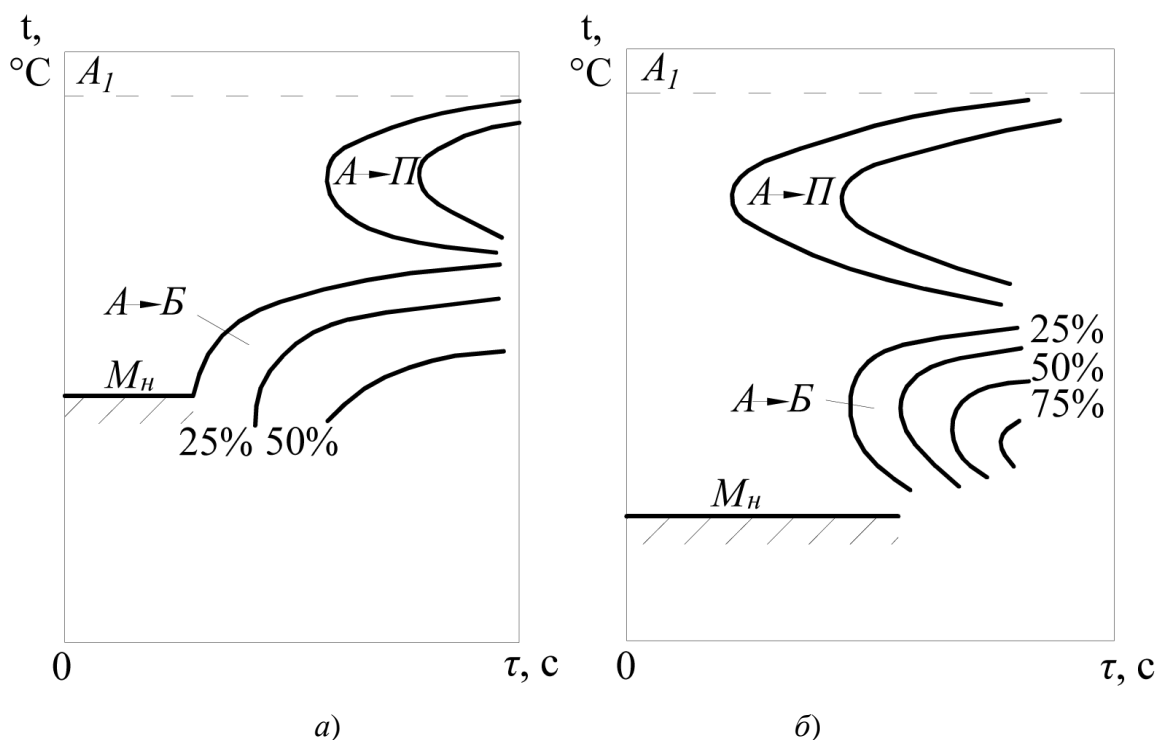


Рис. 5.16. Диаграммы изотермического превращения аустенита в стали, легированной карбидообразующими элементами (цифры у кривых показывают степень превращения): *а* — низкое и среднее содержание углерода; *б* — высокое содержание углерода

Все легирующие элементы (за исключением кобальта) увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита как в области перлитного, так и бейнитного превращения. Это проявляется в смещении вправо (в сторону большего времени выдержки) кривых начала и конца распада аустенита. Причиной повышенной устойчивости легированного аустенита в перлитной области является то, что для образования феррито-карбидной структуры в легированной стали требуется прохождение диффузионного перераспределения не только углерода, но и легирующих элементов с образованием легированного феррита, легированного цементита и специальных карбидов. Но диффузия легирующих элементов проходит с малой скоростью, и, кроме того, карбидообразующие легирующие элементы заметно снижают скорость диффузии углерода в стали. Одновременно легирующие элементы уменьшают и скорость прохождения полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. При образовании бейнита в процессе распада легированного аустенита протекает только диффузия углерода без диффузионного перераспределения концентрации легирующих элементов, что определяется относительно низкой температурой промежуточного превращения, при которой диффузия легирующих элементов практически исключена. В результате распада легированного аустенита в области промежуточного превращения образуются α -феррит и карбид цементитного типа, имеющие то же содержание легирующих элементов, что и исходный аустенит.

Очень сильно повышается устойчивость переохлажденного аустенита при комплексном легировании стали и при увеличении содержания легирующих элементов в стали. Однако отдельные легирующие элементы неодинаково влияют на устойчивость аустенита соответственно в перлитной и бейнитной областях. Как правило, в легированных сталях с низким и средним содержанием углерода максимальная устойчивость переохлажденного аустенита наблюдается в перлитной области, а минимальная — в бейнитной (рис. 5.16, а). Наоборот, в легированных сталях с высоким содержанием углерода максимальная устойчивость аустенита имеет место в бейнитной, а минимальная — в перлитной области (рис. 5.16, б).

Превращение аустенита при непрерывном охлаждении

Влияние непрерывного охлаждения на превращение аустенита можно проследить путем наложения кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита (рис. 5.17). Из рассмотрения этих зависимостей видно, что с

повышением скорости охлаждения понижается степень переохлаждения аустенита и, соответственно, тем дисперснее образуется феррито-цементитная структура.

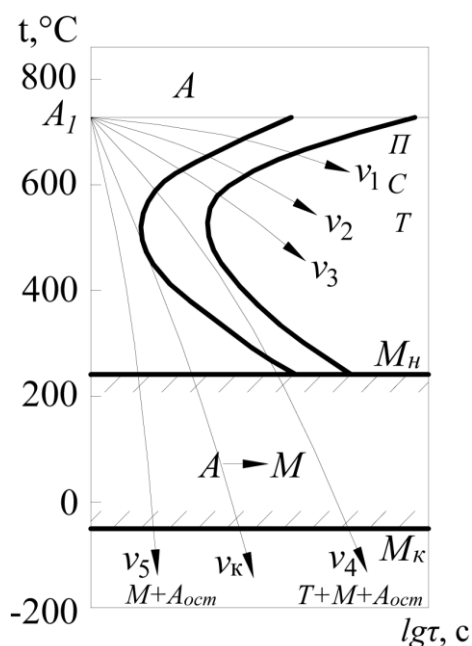


Рис. 5.17. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита

Можно считать, что при небольшой скорости охлаждения v_1 , образуется перлитная структура, при большей (v_2) — сорбитная структура и еще большей скорости (v_3) — трооститная. Бейнитная структура при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется. При очень высоких скоростях (v_4, v_κ, v_5) часть аустенита или весь аустенит переохлаждается до точки M_n и превращается либо частично (при v_4), либо полностью в мартенсит. Минимальную скорость охлаждения, при которой весь аустенит переохлаждается до точки M_n и превращается в мартенсит, называют критической скоростью охлаждения (закалки) (v_κ).

Критическая скорость закалки зависит от устойчивости аустенита и определяется составом стали. Чем больше становится устойчивость аустенита в результате легирования стали (чем больше сдвигаются вправо С-образные кривые), тем меньшая критическая скорость закалки требуется для получения чисто мартенситной структуры.

Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закалки (200–800 °С/с). Наименьшей критической скоростью обладает эвтектоидная сталь. При введении в сталь 1 % С, 1 % Сг критическая скорость закалки уменьшается

в 3 раза, а при введении 0,4 % Mo критическая скорость закалки снижается с 200 до 50 °C/с. Очень сильно снижают критическую скорость закалки марганец, никель. Кобальт — единственный легирующий элемент, понижающий устойчивость аустенита и соответственно повышающий критическую скорость закалки. У многих легированных сталей критическая скорость закалки не превышает 20 °C/с.

Превращения мартенсита и остаточного аустенита при нагреве (отпуск стали)

Термическую обработку, заключающуюся в нагреве обычно закаленной стали до температуры ниже точки A_1 , называют *отпуском*.

Типичная структура закаленной стали — мартенсит и остаточный аустенит, которые являются неравновесными фазами. Переход стали в более устойчивое состояние должен сопровождаться распадом мартенсита и остаточного аустенита с образованием структуры, состоящей из феррита и цементита. Распад этих фаз идет по диффузионному механизму, и поэтому скорость процесса в основном обусловлена температурой нагрева. Из указанных фаз при нагреве в первую очередь начинает распадаться мартенсит.

Распад мартенсита (первое превращение при отпуске)

На *первой стадии* превращения, протекающего при температуре ниже 150 °C, в кристаллах мартенсита образуются ϵ -карбиды. На образование частиц этих карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, непосредственно окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода в этих участках резко уменьшается, тогда как более удаленные участки сохраняют исходную концентрацию углерода, полученную после закалки. Таким образом, после нагрева до низких температур (ниже 150 °C) в стали наряду с частицами выделившихся карбидов одновременно присутствуют два α -твердых раствора (мартенсита) с более высокой (исходной) и низкой концентрацией углерода.

В связи с этим данный тип распада мартенсита называют прерывистым.

При температурах меньше 150 °C скорость диффузии мала, поэтому образующиеся частицы карбидов не увеличиваются, а распад мартенсита сопро-

вождается зарождением новых частиц карбида, обычно на границах кристаллов мартенсита и в местах с повышенной плотностью дефектов.

Выделяющиеся карбидные частицы имеют форму тонких пластинок толщиной в несколько атомных слоев и длиной в несколько сот ангстрем. Пластины ε -карбида когерентно связаны с решеткой α -раствора. Вследствие того что удельные объемы ε -карбида и α -раствора различны, между ними возникают сильные микроискажения кристаллических решеток обеих фаз.

Вторая стадия распада мартенсита протекает при 150–350 °С. На этой стадии выделяются карбиды из мартенсита, и, следовательно, он обедняется углеродом.

При таких температурах отпуска диффузия углерода возрастает, и кристаллы карбидов укрупняются в результате притока атомов углерода из областей твердого раствора (мартенсита) с повышенной концентрацией углерода. Поэтому в конечном счете концентрация углерода в кристаллах мартенсита оказывается близкой к однородной.

Частицы карбидов, образующиеся при низкотемпературном отпуске, по кристаллографическому строению и составу отличаются от цементита. В мартенсите после низкотемпературного отпуска присутствует гексагональный ε -карбид (Fe_2C). Образование ε -карбида при отпуске вместо более стабильного цементита объясняется тем, что на границе α -раствора и ε -карбида сопряжение решеток лучше, а следовательно, поверхностная энергия ниже, чем на границе мартенсита и цементита, и поэтому возникновение критического зародыша этого карбида требует меньшей флуктуации энергии.

При низкотемпературном отпуске легированных сталей не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов, и поэтому выделяющиеся частицы карбидов имеют такое же среднее содержание легирующих элементов, как и в мартенсите.

Структуру, образующуюся в результате распада мартенсита при температурах ниже 350 °С, называют *отпущенным мартенситом*, который отличается от мартенсита закалки меньшей концентрацией в нем углерода и включением дисперсных кристалликов ε -карбида, когерентно связанных с решеткой мартенсита. Содержание углерода в отпущенном мартенсите определяется температурой и продолжительностью нагрева, а также составом исходного мартенсита. Чем выше температура отпуска, тем меньше содержание углерода в твердом растворе (мартенсите). С увеличением длительности нагрева при этих температурах сначала наблюдается интенсивное выделение углерода, а затем процесс замедляется и при больших выдержках практически прекращается.

Обеднение раствора углеродом приводит к тому, что степень его тетрагональности (c/a) постепенно уменьшается и при 300–350 °С становится практически равной единице, как в кубической решетке. Это свидетельствует о том, что количество углерода, остающегося в α -твердом растворе (мартенсите), приближается к равновесному. Однако решетка α -раствора остается упругоискаженной и отличается повышенной плотностью дефектов строения. Распад мартенсита при отпуске сопровождается уменьшением объема.

Легирующие элементы оказывают незначительное влияние на распад мартенсита только при температурах ниже 150 °С. При более высоких температурах введение в сталь Cr, Mo, W, V, Si и Ti сильно тормозит процессы распада мартенсита, образования и роста частиц карбидов. Это имеет большое практическое значение. Если в углеродистой и низколегированной стали состояние отпущенного мартенсита, обладающего высокой твердостью, сохраняется лишь до 250–350 °С, то в высоколегированной стали такое состояние сохраняется до 450–500 °С и выше.

Превращение остаточного аустенита (второе превращение при отпуске)

При отпуске высокоуглеродистых и многих легированных среднеуглеродистых сталей, содержащих повышенное количество остаточного аустенита, при 200–300 °С происходит бейнитное превращение. В результате превращения остаточного аустенита образуются те же фазы, т.е. обедненный углеродом мартенсит и частицы карбидов, что и при отпуске закаленного мартенсита при той же температуре, но структурное состояние продуктов распада отличается от получаемых при превращении мартенсита.

Большинство легирующих элементов не только увеличивает количество остаточного аустенита в закаленной стали из-за снижения температуры M_n , но и повышает температурный интервал его распада при отпуске. В некоторых высоколегированных сталях, например быстрорежущих, содержащих 25–35 % остаточного аустенита, распад его протекает после отпуска при 500–600 °С.

Снятие внутренних напряжений и карбидное превращение (третье превращение при отпуске)

При 350–400 °С полностью завершается процесс выделения углерода из α -раствора (мартенсита), происходит нарушение когерентности и обособление

решеток феррита и карбида, связанное с одновременным протеканием карбидного превращения, в результате которого образуется цементит.

Кроме того, изменяются размеры и форма карбидных частиц (она приближается к сфероидальной). Наряду с карбидным превращением при этих температурах отпуска также происходит изменение субструктуры — полигонизация α -фазы и релаксация макро- и микронапряжений, возникающих при закалке в процессе мартенситного превращения. Образующуюся после отпуска при 350–400 °С структуру обычно называют трооститом отпуска.

Коагуляция карбидов (четвертое превращение при отпуске)

Повышение температуры отпуска до 500 °С и выше в углеродистых и многих низко- и среднелегированных сталях не вызывает изменения фазового состава. Однако с повышением температуры изменяется микроструктура; протекает процесс коагуляции и сфероидизации карбидов.

Коагуляция карбидов в процессе отпуска происходит вследствие переноса атомов углерода через α -твердый раствор, при этом происходит растворение более мелких и рост более крупных частиц карбидов при обеднении углеродом α -твердого раствора. Структуру стали после высокого отпуска называют сорбитом отпуска.

Частицы карбидов в структуре троостита или сорбита отпуска в отличие от троостита и сорбита, полученных в результате распада переохлажденного аустенита, имеют зернистое, а не пластинчатое строение. Образование зернистых структур улучшает многие свойства стали. При одинаковой твердости, пределе прочности и пластичности сталь с зернистой структурой имеет более высокие значения предела текучести, относительного сужения и ударной вязкости.

В результате коагуляции размер частиц карбидов становится $\sim 10 \cdot 10^{-5}$ мм, тогда как после отпуска при 400–450 °С их величина $3 \cdot 10^{-5}$ мм (троостит отпуска). При температурах, близких к точке A_1 , образуется еще более грубая ферритно-карбидная структура (диаметр карбидных частиц $\sim 30 \cdot 10^{-5}$ мм), называемая зернистым перлитом (зернистым цементитом).

Легирующие элементы Mo, W, V, Cr замедляют процесс коагуляции, поэтому после отпуска при одинаковой температуре сталь, легированная этими элементами, сохраняет более высокую дисперсность карбидных частиц и соответственно большую прочность. При указанных высоких температурах становится возможной диффузия и легирующих элементов, которая приводит к их перераспределению между ферритом и цементитом. Карбидообразующие элементы (Mo, W, Cr) диффундируют из феррита в цементит, некарбидообразую-

щие (Ni, Co, Si) — из цементита в феррит. Обогащение цементита легирующими элементами до предела насыщения приводит к его превращению в специальный карбид ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C), который образуется в тех самых местах, где ранее были частицы цементита (превращение «на месте»). Возможно, однако, и прямое (или непосредственное) выделение частиц специальных карбидов, вызывающее эффект дисперсионного (или вторичного) твердения.

Влияние отпуска на механические свойства

Распад мартенсита при отпуске влияет на все свойства стали. При низких температурах отпуска (до 200–250 °С) уменьшается склонность стали к хрупкому разрушению. В случае низкотемпературного отпуска твердость закаленной и отпущенной стали не зависит от содержания в ней легирующих элементов и определяется в основном содержанием углерода в α -растворе. В связи с этим высокоуглеродистые стали, имеющие высокую твердость после закалки, сохраняют ее (более высокое содержание углерода в мартенсите) и после отпуска при температурах до 200–250 °С. Прочность и вязкость стали при низких температурах отпуска несколько возрастают вследствие уменьшения макро- и микронапряжений и изменения структурного состояния. Повышение температуры отпуска от 200–250 до 500–600 °С заметно снижает твердость, пределы прочности, текучести и повышает относительное удлинение и сужение.

Это объясняется уменьшением содержания углерода в α -растворе, срывом когерентности на границе между карбидами и α -фазой, развитием в ней сначала процесса возврата, а затем, при высокой температуре, процессов рекристаллизации и коагуляции карбидов.

Все легированные стали, особенно содержащие карбидообразующие элементы, после отпуска при одинаковых температурах обладают более высокой твердостью, чем углеродистые, что связано с замедлением процесса распада мартенсита, образования и коагуляции карбидов. В сталях, содержащих большое количество таких элементов, как хром, вольфрам или молибден, в результате отпуска при высоких температурах (500–600 °С) наблюдается даже повышение твердости, связанное с выделением в мартенсите частиц специальных карбидов, повышающих сопротивление пластической деформации.

Хрупкость при отпуске легированных сталей

При отпуске (250–400 и 500–550 °С) некоторых легированных сталей снижается ударная вязкость. Такое снижение вязкости получило название *отпускной хрупкости*.

В легированной стали могут возникнуть два вида отпускной хрупкости (рис. 5.18).

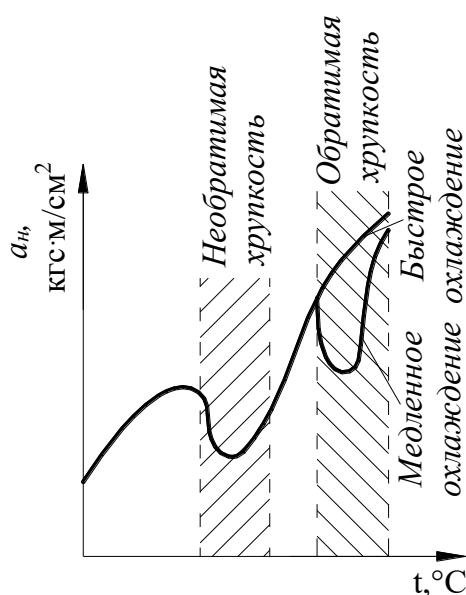


Рис. 5.18. Изменение ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска и последующей скорости охлаждения

Первый вид отпускной хрупкости, называемой *необратимой отпускной хрупкостью*, или хрупкостью I рода, наблюдается в результате отпуска при 250–400 °С. Отличительной особенностью хрупкости I рода является ее необратимый характер; повторный отпуск при той же температуре не улучшает вязкости. Хрупкость этого вида устраняется нагревом до температуры свыше 400 °С, снижающим, однако, твердость. Последующий нагрев при 250–400 °С не снижает ударную вязкость.

Сталь в состоянии необратимой отпускной хрупкости имеет блестящий межкристаллитный излом. Хрупкое состояние обусловлено возникновением объемно-напряженного состояния, получающегося при неоднородном распаде мартенсита. В связи с этим отпуск в области температур наиболее интенсивного развития хрупкости I рода не проводят.

Второй вид отпускной хрупкости, называемой *обратимой отпускной хрупкостью*, или хрупкостью II рода, наблюдается в некоторых сталях определенной легированности, если они медленно охлаждаются (в печи или даже на воздухе) после отпуска при 500–550 °С или их слишком долго выдерживают при 500–550 °С. При развитии хрупкости II рода происходит сильное уменьшение ударной вязкости и, что самое главное, повышение порога хладноломкости. В стали в состоянии хрупкости II рода уменьшается работа зарождения трещины, особенно ее распространение. Этот вид хрупкости не возникает, если охлад-

ждение с температуры отпуска проводят быстро, например в воде. При быстром охлаждении с температур отпуска 500–550 °С излом — волокнистый, характерный для вязкого состояния. После медленного охлаждения получается хрупкий кристаллический излом.

Существенным признаком хрупкости II рода является ее обратимость. Хрупкость, возникшая в результате медленного охлаждения с 500–550 °С, может быть устранена повторным отпуском при 600–650 °С с последующим быстрым охлаждением. Она может быть вызвана вновь дополнительным отпуском определенной длительности при 500–550 °С.

Хрупкость II рода наиболее часто наблюдается в сталях, содержащих повышенное количество фосфора или марганца, кремния, хрома или же при одновременном введении в сталь хрома и никеля или марганца. Введение в сталь молибдена или вольфрама в небольших количествах (0,2–0,3% Mo или 0,5–0,7% W) значительно уменьшает склонность ее к отпускной хрупкости.

Появление хрупкости II рода наиболее вероятно связано с диффузией растворенных атомов некоторых элементов к границе зерна и насыщением поверхностных слоев зерна этими элементами без выделения избыточных мелкодисперсных фаз (карбидов, фосфидов и т.д.). Особенно значительное влияние оказывает обогащение пограничных зон фосфором, снижающим работу образования межзеренных трещин, что приводит к развитию отпускной хрупкости.

Многие исследователи связывают хрупкость II рода с выделением из α -раствора по границам зерен дисперсных фаз: карбидов, нитридов, фосфидов и т.д.

Технология термической обработки стали

Отжиг стали

Отжигом (annealing) называется термическая обработка (heat treatment), в процессе которой производится нагрев деталей из стали до требуемой температуры с последующей выдержкой и медленным охлаждением в печи для получения однородной, равновесной, менее твердой структуры, свободной от остаточных напряжений.

На практике используют два принципиально различных вида отжига: отжиг I рода и отжиг II рода.

Отжиг I рода в зависимости от исходного состояния стали и температуры нагрева устраняет химическую или физическую неоднородность, созданную предшествующими обработками. Характерная особенность этого отжига состоит

в том, что устранение неоднородности происходит независимо от того, протекают ли в сплавах при этой обработке фазовые превращения или нет, поэтому отжиг I рода можно производить при температурах выше или ниже температур фазовых превращений. Различают: гомогенизационный (диффузионный), рекристаллизационный отжиг и отжиг для снятия внутренних напряжений (рис. 5.19).

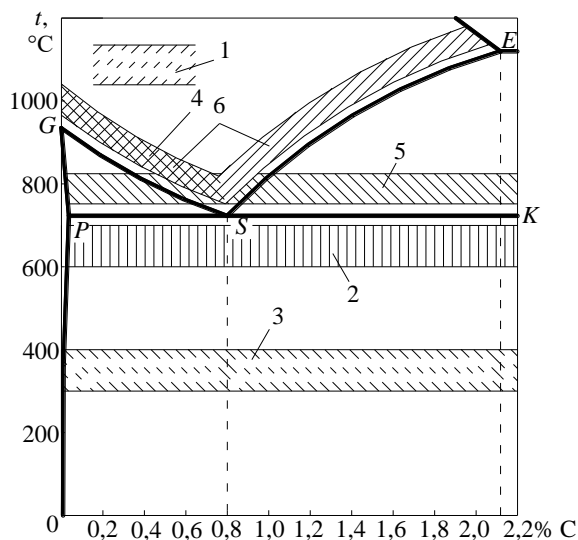


Рис. 5.19. Температура нагрева стали при отжиге и нормализации:

- 1 — диффузионный отжиг; 2 — рекристаллизационный отжиг;
 3 — отжиг для снятия напряжений; 4 — полный отжиг; 5 — неполный отжиг;
 6 — нормализация; 1–3 — отжиг I рода; 4–6 — отжиг II рода

Гомогенизационный (диффузионный) отжиг применяют для устранения химической неоднородности, возникающей при кристаллизации металла. Этому отжигу подвергают слитки и отливки из легированной стали для устранения дендритной или внутрикристаллитной ликвации, которая повышает склонность стали при обработке давлением к трещинообразованию, анизотропии свойств и возникновению таких дефектов, как шиферность (слоистый излом) и флокены (тонкие внутренние трещины, наблюдаемые в изломе в виде белых пятен).

Нагрев при диффузионном отжиге проводят до максимально высоких температур, так как при этом наиболее интенсивно происходят диффузионные процессы, необходимые для выравнивания в отдельных объемах состава стали. Обычно для легированных сталей температуру гомогенизационного отжига выбирают в интервале 1 050–1 250 °С. Так как диффузионные процессы наиболее интенсивно протекают в начале выдержки и их интенсивность с течением времени выдержки заметно снижается, то применение длительных выдержек при гомогенизации нецелесообразно. Это обусловлено также необходимостью эко-

нонии электроэнергии и увеличения производительности печей. Обычно на практике выдержка при гомогенизационном отжиге составляет не более 15–20 ч. После выдержки детали охлаждают вместе с печью до 800–820 °С, а затем проводится охлаждение на воздухе. В результате диффузионного отжига получается крупное зерно, которое устраняется при обработке давлением или последующей термической обработке.

Рекристаллизационный отжиг заключается в нагреве холоднодеформированной стали выше температуры начала рекристаллизации, выдержке при этой температуре и последующем медленном охлаждении.

Рекристаллизационный отжиг применяют для устранения наклепа после холодной пластической деформации. При проведении этого отжига главным процессом является рекристаллизация металла.

Рекристаллизационный отжиг используют в промышленности как первоначальную операцию перед холодной обработкой давлением (для придания материалу наибольшей пластичности), как промежуточный процесс между операциями холодного деформирования (для снятия наклепа) и как окончательную термическую обработку для придания полуфабрикату или изделию требуемых свойств.

Для углеродистых сталей (0,08–0,2 % С), подвергаемых прокатке, штамповке, волочению, применяют температуру отжига в интервале 680–700 °С. Для высокоуглеродистой легированной хромистой и хромоникелевой стали применяют отжиг при температуре 680–740 °С в течение 0,5–1,5 ч.

Отжиг для снятия внутренних напряжений проводят с целью уменьшения остаточных напряжений, образовавшихся в металле при ковке, литье, сварке и способных вызвать коробление и разрушение детали. Главным процессом, проходящим при отжиге для снятия внутренних напряжений, является полная или частичная релаксация остаточных напряжений. Этот процесс протекает вследствие того, что при определенной температуре отжига предел текучести стали становится ниже остаточных напряжений и происходит пластическая деформация, в результате которой остаточные напряжения уменьшаются до значений предела текучести.

На практике отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводят в температурном интервале 160–700 °С с последующим медленным охлаждением.

Отжиг II рода — термическая обработка, заключающаяся в нагреве стали до температур выше критических точек A_{c1} или A_{c3} , выдержке и, как прави-

ло, в последующем медленном охлаждении. Отжиг II рода основан на прохождении фазовых превращений в твердом состоянии — превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ — и поэтому часто называется фазовой перекристаллизацией. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно и устраняется видманштеттова структура, строчечность и другие неблагоприятные структуры стали.

В большинстве случаев отжиг II рода является подготовительной термической обработкой — в процессе отжига снижается твердость и прочность, что облегчает обработку резанием средне- и высокоуглеродистых сталей. Неполный отжиг инструментальных сталей предшествует окончательной термической обработке.

В некоторых случаях (например, для многих крупных ответственных отливок) отжиг II рода является окончательной термической обработкой.

Существуют следующие разновидности отжига стали: полный, неполный и изотермический.

Полный отжиг применяется для доэвтектоидных сталей и состоит в нагреве стали на 30–50 °C выше точки A_{c3} , выдержке при этой температуре до полной перекристаллизации металла и медленном охлаждении (рис. 5.20).

При таком отжиге образуется мелкое аустенитное зерно, из которого при охлаждении формируется равномерная мелкозернистая ферритно-перлитная структура. Поэтому полный отжиг обычно применяют с целью измельчения зерна. Кроме того, полным отжигом устраняют два порока структуры доэвтектоидной стали — видманштеттов феррит и строчечность.

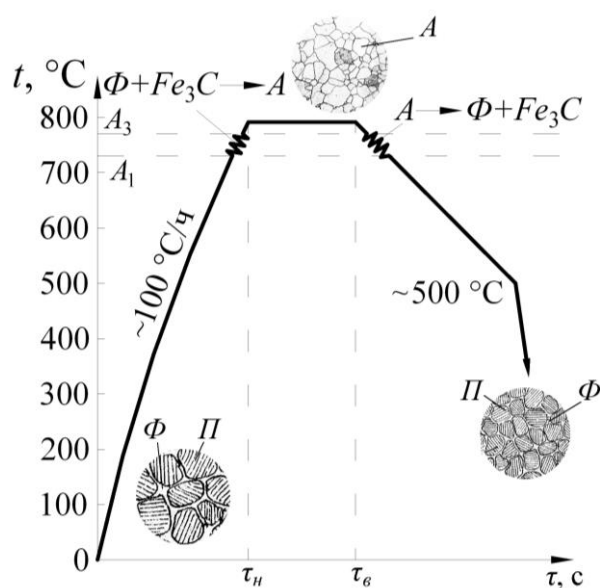


Рис. 5.20. Схема полного отжига доэвтектоидной стали

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от состава стали. Легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются при отжиге значительно медленнее (со скоростью 30–100 °С/ч), чем углеродистые (со скоростью 100–200 °С/ч). После распада аустенита в перлитной области дальнейшее охлаждение можно ускорить и проводить даже на воздухе. Если полный отжиг предназначен для снятия напряжений, медленное охлаждение с печью проводится до комнатной температуры.

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (выше A_{c1} , но ниже A_{c3}). Этот вид отжига для доэвтектоидных сталей применяют ограниченно и в основном для улучшения их обрабатываемости резанием, так как в результате частичной перекристаллизации стали (избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит) образуется мягкий перлит. Неполный смягчающий отжиг позволяет сэкономить время и снизить стоимость обработки.

Неполный отжиг широко применяется для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей. При неполном отжиге проводится нагрев до температур немного выше (на 10–30 °С) точки A_1 , что приводит к практически полной перекристаллизации стали и получению зернистой (сфероидальной) формы перлита вместо обычной пластинчатой (рис. 5.21). Поэтому такой отжиг называется *сфероидизирующим*.

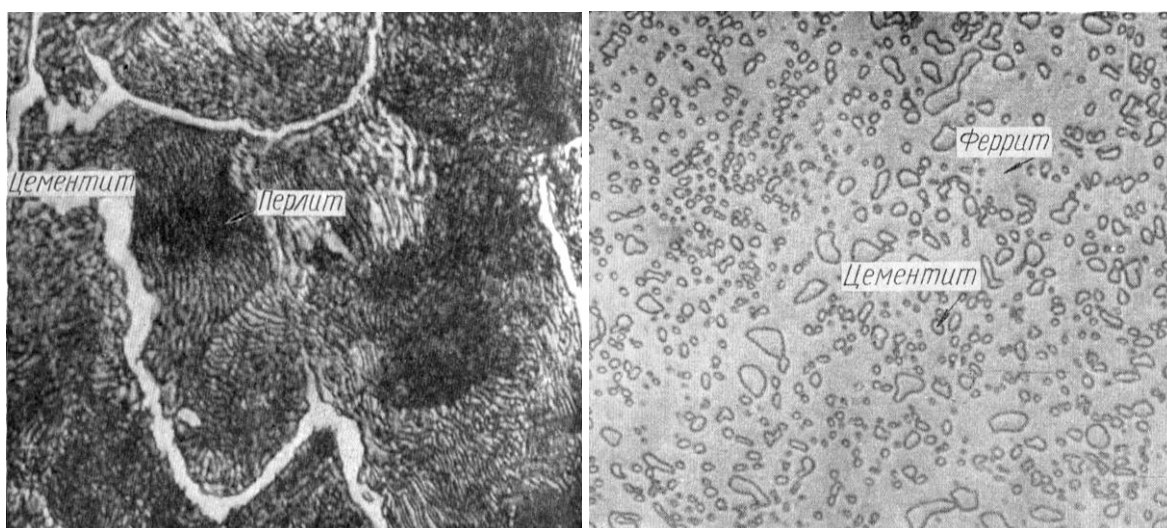


Рис. 5.21. Микроструктура заэвтектоидной стали с 1,2 % С ($\times 1\ 000$):
a — до отжига; *б* — после неполного отжига

Для сфероидизирующего отжига характерен узкий температурный «интервал отжигаемости» (750–780 °С). У сталей, близких к эвтектоидному составу, интервал отжигаемости особенно узок (740–750 °С). Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале (770–820 °С).

Конечная структура стали зависит от скорости охлаждения и температуры сфероидизирующего отжига. Чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров возрастают глобулы карбида при распаде аустенита. Регулируя скорость охлаждения, можно получать структуры глобулярного перлита от точечного до крупнозернистого. Более мелкозернистый перлит обладает повышенной твердостью.

Сфероидизирующему отжигу подвергают углеродистые и легированные инструментальные и шарикоподшипниковые стали.

Отжигу на зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью резанием.

Изотермический отжиг применяют для улучшения обрабатываемости легированных сталей. Он состоит в нагреве на 30–50 °С выше A_{c3} (как и при полном отжиге) и сравнительно быстром охлаждении до температуры ниже A_{r1} (обычно 660–680 °С), изотермической выдержке при этой температуре для получения равновесной перлитной структуры и последующем охлаждении на воздухе (рис. 5.22).

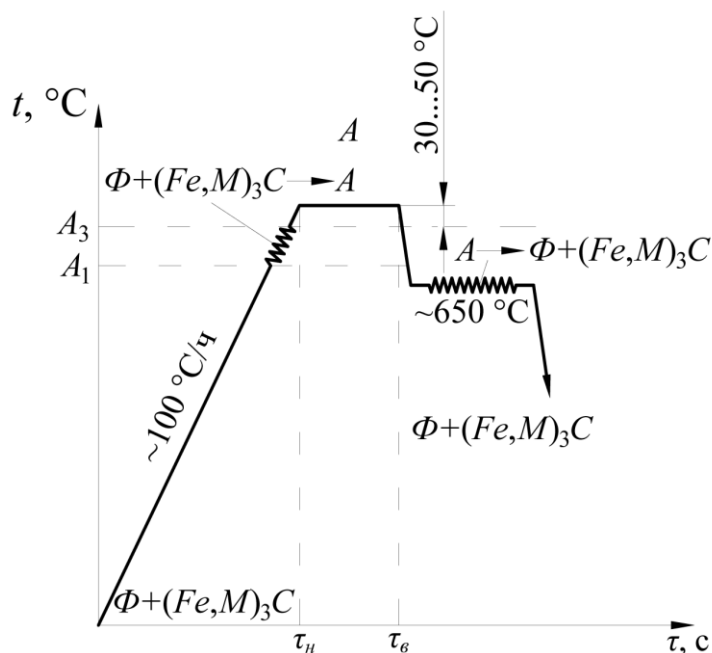


Рис. 5.22. Схема изотермического отжига

Такой изотермический отжиг позволяет значительно сократить длительность процесса перекристаллизации, особенно для легированных сталей, которые для требуемого снижения твердости приходится охлаждать очень медленно при полном отжиге. Кроме того, при изотермическом отжиге обеспечивается получение более однородной ферритно-перлитной структуры стали.

Изотермический отжиг — более стабильный процесс; при его проведении легче поддерживать температуру на заданном уровне, чем регулировать скорость охлаждения при проведении полного отжига.

Изотермическому отжигу чаще всего подвергают поковки (штамповки) и сортовой прокат небольших размеров из легированной цементуемой стали.

Пружинную (канатную) проволоку из стали, содержащей 0,65–0,9 % С, перед холодным волочением подвергают изотермической обработке, которая называется патентированием. При патентировании проволоку подвергают высокотемпературной аустенизации (нагрев до температуры на 150–200 °С выше A_{c3}) для получения однородного аустенита, а затем пропускают через расплавленную соль с температурой 450–550 °С. В результате изотермического распада аустенита образуется тонкопластинчатый троостит или сорбит. Такая структура позволяет при холодной протяжке получать большие обжатия (более 75 %) без обрывов. После заключительного холодного волочения получается проволока с высокой прочностью (σ_v от 2 000 до 2 250 МПа).

Если при проведении отжига охлаждение после нагрева и выдержки проводится на воздухе, то такой процесс называется **нормализационным отжигом** или нормализацией (*normalization*).

При нормализации сталь нагревают до температуры на 30–50 °С выше линии GSE (см. рис. 5.19) и охлаждают на воздухе. Ускоренное по сравнению с обычным отжигом охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита. Поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида (сорбит) и более мелкое эвтектоидное зерно. Кроме того, при нормализации частично подавляется выделение избыточных фаз (феррита в доэвтектоидной стали и цементита в заэвтектоидной стали), и, следовательно, образуется квазиэвтектоид. В результате прочность стали после нормализации становится больше прочности после отжига.

Нормализацию применяют чаще всего в следующих случаях: как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием; для устранения пороков и общего улучшения структуры стали перед закалкой.

Таким образом, назначение нормализации как промежуточной операции аналогично назначению отжига. Но так как нормализация выгоднее отжига, то

ее всегда следует предпочесть отжигу, если оба эти вида обработки дают одинаковые результаты.

Однако нормализация как операция смягчения стали не всегда может заменить отжиг. Так как склонность аустенита к переохлаждению растет с увеличением содержания в нем углерода и легирующих элементов, то разница в свойствах после отжига и после нормализации будет существенно зависеть от состава стали. Поэтому нормализацию широко применяют вместо смягчающего отжига для малоуглеродистых сталей, в которых аустенит слабо переохлаждается, но она не может применяться для смягчения высокоуглеродистых сталей, которые весьма ощутимо упрочняются при охлаждении на воздухе из-за значительного переохлаждения аустенита.

В заэвтектоидных сталях нормализация позволяет устранить грубую сетку вторичного цементита за счет того, что растворившийся при нагреве выше A_{cm} цементит при последующем ускоренном охлаждении в процессе нормализации стали не успевает вновь образовать грубую сетку цементита. Это заметно улучшает свойства стали.

Нормализацию используют и как окончательную термическую обработку средне- и высокоуглеродистых доэвтектоидных сталей, если требования к свойствам этих сталей умеренные и для них не обязательна закалка с высоким отпуском.

Закалка стали

Закалка стали (*quenching*) состоит в нагреве ее выше температур фазовых превращений, выдержке для завершения всех превращений и охлаждении со скоростью, превышающей критическую, с целью получения при комнатной температуре неравновесных структур, обеспечивающих более высокую прочность и твердость стали.

Выбор температуры закалки

В зависимости от температуры нагрева различают полную и неполную закалку. При полной закалке нагрев осуществляют на 30–50 °С выше A_{c3} или A_{cm} . Верхний предел температуры закалки для большинства сталей ограничивают, так как чрезмерное повышение температуры закалки приводит к увеличению размера зерна, в результате чего снижается прочность и сопротивление

хрупкому разрушению. После закалки получается мартенситная структура с некоторым количеством остаточного аустенита.

При неполной закалке сталь нагревают на 30–50 °С выше A_{c1} , но ниже A_{c3} или A_{cm} . В этом случае в нагретом состоянии структура доэвтектоидных сталей состоит из аустенита и феррита, а заэвтектоидных — из аустенита и вторичного цементита. При быстром охлаждении аустенит превращается в мартенсит, твердость которого зависит от содержания углерода в стали.

После неполной закалки в доэвтектоидных сталях структура состоит из мартенсита и включений зерен феррита, а в заэвтектоидных — из мартенсита и округлых включений вторичного цементита. Наличие феррита в структуре закаленной доэвтектоидной стали снижает твердость, поэтому такая закалка применяется реже. Наличие избыточного цементита в структуре закаленной заэвтектоидной стали, наоборот, полезно.

Заэвтектоидные стали обычно используют для изготовления инструмента. Важнейшим требованием, предъявляемым к инструментальным сталям, является твердость. Твердость заэвтектоидных сталей после полной закалки снижается за счет значительного увеличения количества остаточного аустенита в мартенситной структуре этих сталей. Остаточного аустенита тем больше, чем большее количество углерода переходит в твердый раствор при нагреве стали.

Округлые включения цементита не только не уменьшают, но даже увеличивают твердость, а следовательно, и износостойкость стали. Кроме того, поскольку нагрев ведется при температурах ниже A_{cm} , уменьшается рост зерна, снижаются термические напряжения при закалке и менее интенсивно обезуглероживается поверхность металлов.

Наиболее благоприятная структура заэвтектоидных сталей достигается тогда, когда включения вторичного цементита имеют форму сфероидов — зернистую форму. Цементитная сетка по границам зерен недопустима, так как увеличивает хрупкость стали. Поэтому закалке заэвтектоидных сталей должен предшествовать отжиг — сфероидизация.

Таким образом, для доэвтектоидных сталей рационально применять полную закалку, для заэвтектоидных — неполную (рис. 5.23).

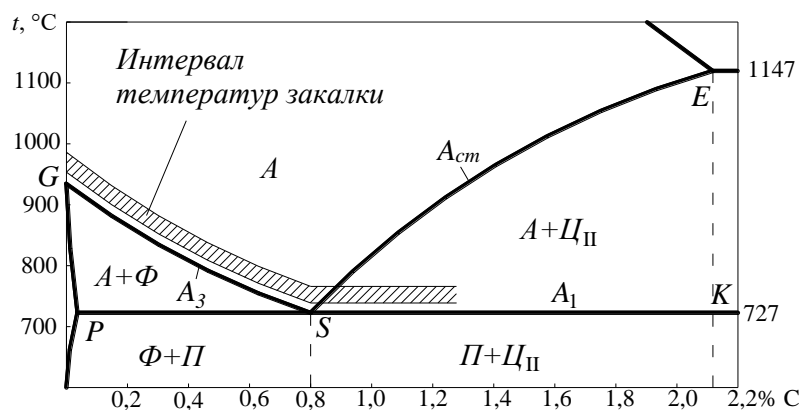


Рис. 5.23. Оптимальные температуры нагрева под закалку углеродистых сталей

Для некоторых сталей (легированных) температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки A_{c1} и A_{c3} , что необходимо для перевода в твердый раствор специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита.

Это повышение температуры не ведет к заметному росту зерна, так как нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

Продолжительность нагрева при аустенитизации стали

Продолжительность нагрева должна обеспечить прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна и обезуглероживания поверхностных слоев стали.

Общая продолжительность нагрева:

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{сн}} + \tau_{\text{ув}},$$

где $\tau_{\text{сн}}$ — продолжительность сквозного прогрева до заданной (конечной) температуры, обусловленная формой и размером изделия, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т.д.; $\tau_{\text{ув}}$ — продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, не зависящая от формы и размера изделия и определяемая только составом и исходным состоянием стали.

Величина $\tau_{\text{ув}}$ должна быть минимальной, но обеспечивать завершение фазовых превращений в стали и необходимую концентрацию углерода и легирующих элементов в аустените.

Продолжительность изотермической выдержки при заданной температуре для деталей машин часто принимают равной 15–25 % от продолжительности сквозного прогрева.

Выдержка в электропечи при температуре закалки для инструмента из углеродистой стали (0,7–1,2 % C) рекомендуется 50–80 с на 1 мм наименьшего сечения, а легированной стали 70–90 с; при нагреве в соляной ванне соответственно 20–25 с для углеродистой стали и 25–30 с для легированной.

Фасонный инструмент и детали машин сложных форм при нагреве под закалку для уменьшения деформации рекомендуется предварительно подогреть в печи при 400–600 °С.

Выбор среды для нагрева при термической обработке

При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие печной атмосферы с поверхностью нагреваемого изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали.

Окисление создает невозвратимые потери металла, ухудшает состояние поверхностных слоев и требует последующей очистки от окалина. Окисление происходит в результате взаимодействия стали с кислородом ($2\text{Fe} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{FeO}$), парами воды ($\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{FeO} + \text{H}_2$) и двуокисью углерода ($\text{Fe} + \text{CO}_2 \rightarrow \text{FeO} + \text{CO}$).

В начальной стадии нагрева окисление происходит вследствие указанных химических реакций, развивающихся на поверхности. После образования пленки окисла процесс окисления протекает в результате диффузии атомов кислорода через слой окалина к металлу и встречной диффузии атомов (ионов) металла через окалина по направлению к поверхности.

При нагреве до 500–550 °С окисление незначительно, но при дальнейшем увеличении температуры сильно возрастают скорость и интенсивность окисления, причем особенно значительно, если образующая окалина имеет пористость (что свойственно закиси железа).

Обезуглероживание протекает при высоких температурах в результате взаимодействия стали с водородом (аустенит + $2\text{H}_2 \rightarrow \text{Fe}_\gamma + \text{CH}_4$) и кислородом (аустенит + $0,5\text{O}_2 \rightarrow \text{Fe}_\gamma + \text{CO}$).

Обезуглероживание снижает твердость, износостойкость и сопротивление усталости.

Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания в рабочее пространство печи вводят защитную газовую среду (контролируемые атмосферы). В качестве таких сред применяются следующие атмосферы:

1) эндотермическая, получаемая частичным сжиганием метана CH_4 (природного газа) при коэффициенте избытка воздуха $\alpha = 0,25$ в присутствии катализатора и содержащая 21 % CO , 40 % H_2 , 2 % CH_4 , 37 % N_2 ; состав эндотермической атмосферы можно регулировать таким образом, чтобы исключить окисление и обезуглероживание стали с любым содержанием углерода; при нагреве в водородосодержащих атмосферах возможно наводороживание стали, что приводит к снижению ее пластичности и росту склонности к замедленному разрушению, поэтому в последнее время широко начинают применять относительно маловодородную атмосферу (20 % CO , 20 % H_2 и 60 % N_2);

2) экзотермическая (богатая), получаемая частичным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,6$ без очистки и осушки или с очисткой и осушкой; атмосфера содержит 10 % CO ; 15–16 % H_2 ; 0,05–1,5 % CH_4 ; 68–72 % N_2 ; применяется для отжига, нормализации и закалки легированных конструкционных и инструментальных сталей;

3) экзотермическая (бедная), получаемая почти полным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,9$ без очистки и осушки и с очисткой и осушкой, в последнем случае эта атмосфера содержит 2 % CO , 2 % H_2 , 96 % N_2 ; эту атмосферу применяют для нагрева низкоуглеродистых, конструкционных и инструментальных сталей;

4) диссоциированный аммиак, содержащий 75 % H_2 и 25 % N_2 , или диссоциированный аммиак с частичным дожиганием водорода с $\alpha = 0,7–0,9$ и последующей осушкой. Диссоциированный аммиак применяют главным образом при нагреве для термической обработки коррозионно-стойких и электротехнических сталей;

5) технический азот (2–4 % H_2 , 98–96 % N_2), очищенный от кислорода, а также аргон, гелий и водород.

В последние годы все шире применяют нагрев в вакууме (обычно $10^{-2}–10^{-3}$ мм рт. ст., но иногда до $10^{-4}–10^{-6}$ мм рт. ст.), особенно для коррозионно-стойких, жаропрочных, электротехнических и специальных сталей и сплавов.

Режущие инструменты, а также некоторые детали машин небольших размеров чаще нагревают в расплавленных солях.

Охлаждающие среды для закалки

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, ко-

робления и высоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях.

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур A_1-M_n для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения M_n-M_k . Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к резкому увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур M_k-M_c может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Обычно для закалки используют кипящие жидкости — воду, водные растворы солей и щелочей, масла. При закалке в этих средах различают три периода:

- пленочное кипение, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка»; в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;
- пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;
- конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

При закалке углеродистой и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды применяют воду и водные растворы NaCl или NaOH.

Вода как охлаждающая среда имеет существенные недостатки. Высокая скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения нередко приводит к образованию закалочных дефектов; с повышением температуры резко ухудшается закалочная способность. При закалке изделий в горячей воде вследствие их медленного охлаждения при высоких и быстрого охлаждения при низких температурах тепловые напряжения получаются низкими, а наиболее опасные структурные — высокими, что может вызвать образование трещин. Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8–12 %-ные водные растворы NaCl и NaOH, которые хорошо зарекомендовали себя на практике.

При закалке в водных растворах паровая рубашка разрушается почти мгновенно, и охлаждение происходит более равномерно и в основном протека-

ет на стадии пузырькового кипения. Увеличение охлаждающей способности достигается при использовании струйного или душевого охлаждения, широко применяемого, например, при поверхностной закалке.

Дальнейшим усовершенствованием методов охлаждения явилось применение смесей воды с воздухом, подаваемых через форсунки. Водовоздушные среды применяют для охлаждения крупных поковок, рельсов и т.д.

Для легированных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют минеральное масло (чаще нефтяное).

Масло как закалочная среда имеет следующие преимущества: меньшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов и постоянство закалывающей способности в широком интервале температур среды (20–150 °С).

К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температуры вспышки 165–300 °С), недостаточную стабильность и низкую охлаждающую способность в области температур перлитного превращения, а также повышенную стоимость.

Температуру масла при закалке поддерживают в пределах 60–90 °С, когда его вязкость оказывается минимальной.

В последние годы вместо воды или масла начинают применять водные растворы моющих средств, содержащих поверхностно-активные вещества, жидкого силиката, особенно синтетических веществ.

Закалка в водных растворах полимеров и моющих средств приводит к уменьшению скорости охлаждения при температурах ниже M_n , а, как следствие этого, исключается образование трещин и уменьшаются коробления.

Закаливаемость и прокаливаемость стали

Под *закаливаемостью* понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость. Легирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закаливаемость. Стали с содержанием углерода менее 0,20 % не закаливаются.

Под *прокаливаемостью* понимают способность стали получать закаленный слой с мартенситной или троосто-мартенситной структурой и высокой твердостью на ту или иную глубину. Несквозная прокаливаемость обусловлена тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в

сердцевине. Распределение скорости охлаждения по сечению детали показывает, что у поверхности скорость охлаждения максимальна, а в центре — минимальна (рис. 5.24).

Глубина проникновения закаленной зоны соответствует заштрихованному слою, т.е. проходит до точки пересечения кривых критической скорости закалки $v_{кр}$ и скорости $v_{охл}$. Чем меньше $v_{кр}$, тем глубже прокаливаемость. Прокаливаемость, как и критическая скорость охлаждения, тесно связана со скоростью превращения аустенита и, следовательно, с положением кривых на диаграмме изотермического превращения.

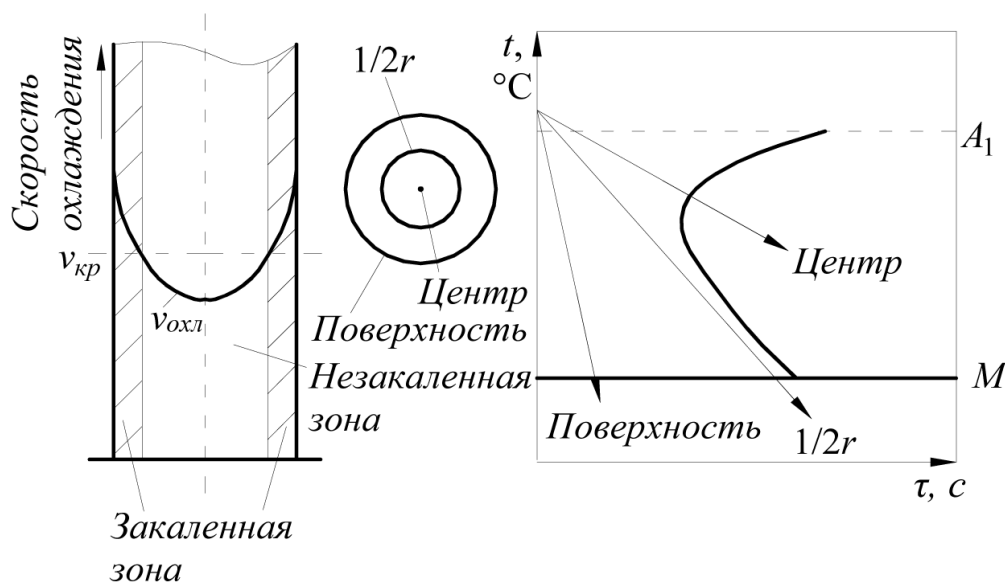


Рис. 5.24. Влияние скорости охлаждения на прокаливаемость стали

За глубину прокаливаемости принимается слой с полумартенситной зоной: 50 % мартенсита и 50 % троостита.

Критический диаметр $D_{кр}$ есть максимальный диаметр сечения, прокаливающегося в данном охладителе насквозь. В этом случае минимальная скорость охлаждения в центре детали $v_{охл} > v_{кр}$.

Критический диаметр при охлаждении в воде больше, чем при охлаждении в масле.

Прокаливаемость является важной характеристикой стали. При сквозной прокаливаемости по сечению изделия механические свойства одинаковы, при несквозной прокаливаемости в сердцевине наблюдается снижение прочности, пластичности и вязкости металла. Чем выше категория прочности, больше сечение и ответственнее деталь, тем большее значение имеет прокаливаемость.

На прокаливаемость оказывают влияние состав стали (содержание углерода и легирующих элементов) и характер закалочной среды. Легированные стали имеют значительно более высокую прокаливаемость по сравнению с углеродистыми, что связано с увеличением при легировании стали устойчивости переохлажденного аустенита. Сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, молибден и малые присадки бора (0,003–0,005 %), менее сильно влияют никель и кремний. Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов.

Устойчивость переохлажденного аустенита повышается, а критическая скорость закалки уменьшается только в том случае, если легирующие элементы растворены в аустените. Если же легирующие элементы находятся в виде избыточных частиц карбидов, то они не повышают устойчивость аустенита и могут ее уменьшить, так как карбиды служат готовыми зародышами, облегчающими распад аустенита. Карбиды титана, ниобия и ванадия при нормально принятом нагреве под закалку обычно не растворяются в аустените и понижают прокаливаемость. Сильно влияет на прокаливаемость величина зерна аустенита. В углеродистой стали при укрупнении зерна от 6-го балла до 1-2 глубина закаленного слоя возрастает в 2-3 раза, поэтому повышение температуры и увеличение длительности нагрева повышают прокаливаемость. Легирующие элементы, находящиеся в виде карбидов, не только создают дополнительные центры, способствующие распаду аустенита, но и измельчают его зерно, что также увеличивает критическую скорость закалки и уменьшает прокаливаемость.

Прокаливаемость углеродистых сталей зависит от содержания углерода: с понижением его прокаливаемость падает. Уменьшение скорости охлаждения приводит к снижению прокаливаемости. При закалке в масле сквозная прокаливаемость деталей из среднеуглеродистой стали составляет всего лишь 3–4 мм, при закалке в воде — до 10–15 мм. С увеличением размеров заготовки прокаливаемость резко уменьшается. Так, в заготовке диаметром до 40 мм из стали 45 при закалке в воде мартенситная структура достигается на глубине всего лишь 4 мм.

Прокаливаемость является одним из основных критериев и при выборе марки стали рассматривается наряду с ее механическими свойствами, технологичностью и себестоимостью.

В некоторых случаях необходимая прокаливаемость может быть меньше сквозной. Если детали работают на кручение и изгиб, то возникающие в них напряжения уменьшаются от максимальных на поверхности до нуля в сере-

дине. Для таких деталей сквозная прокаливаемость необязательна, достаточно иметь прокаливаемость на расстоянии $1/2-1/4$ радиуса от поверхности.

Внутренние напряжения в закаленной стали

Внутренние напряжения при закалке стали возникают вследствие неравномерного охлаждения поверхности и сердцевины изделия (эти напряжения называют тепловыми), увеличения объема и неоднородности протекания мартенситного превращения по объему изделия. Напряжения, вызываемые этим превращением, называют структурными или фазовыми.

Неодинаковое распределение температур по сечению изделия при быстром охлаждении сопровождается и неравномерным изменением объема. Поверхностные слои сжимаются быстрее, чем внутренние. Однако сжатие поверхностных слоев препятствуют внутренние слои. Это приводит к тому, что в поверхностных слоях образуются временные (т.е. исчезающие после снятия нагрузки) растягивающие, а во внутренних слоях — сжимающие напряжения.

После того как поверхность охладится и изменение объема прекратится, сердцевина еще будет испытывать тепловое сжатие. Вследствие этого напряжения начнут уменьшаться, и в некоторый момент произойдет изменение знака напряжений на поверхности и в сердцевине. После окончательного охлаждения на поверхности получаются остаточные напряжения сжатия, а в сердцевине — напряжения растяжения. Появление остаточных напряжений является результатом того, что временные напряжения вызывают не только упругую, но также в той или иной степени неодновременную и неодинаковую пластическую деформацию слоев по сечению.

Если величина напряжений превышает сопротивление отрыву и металл мало пластичен, то напряжения не могут быть уменьшены пластической деформацией. Это вызывает образование трещин. Наиболее опасны при этом растягивающие напряжения на поверхности, которые способствуют образованию трещин и снижают предел выносливости стали.

Растягивающие напряжения возникают в основном вследствие структурных напряжений, которые нужно стремиться уменьшить. Структурные напряжения тем больше, чем выше температура закалки и скорость охлаждения в интервале температур M_n и M_k . Для снижения структурных напряжений нужно замедлять скорость охлаждения ниже точки M_n и избегать перегрева стали.

Способы закалки

Выбор способа охлаждения нагретой под закалку стальной детали зависит от ее формы, размеров и химического состава стали.

Чем сложнее форма и больше сечение детали, тем выше напряжения, возникающие при закалке, и больше опасность образования трещин. Чем больше содержание углерода в стали, тем большие объемные изменения протекают при превращении, тем больше опасность деформации и образования трещин, тем тщательнее должен быть выбор способа охлаждения при закалке.

Идеальная кривая охлаждения должна характеризоваться максимальной скоростью в начале охлаждения при прохождении интервала наименьшей устойчивости аустенита и минимальной скоростью в конце охлаждения при мартенситном превращении (рис. 5.25).

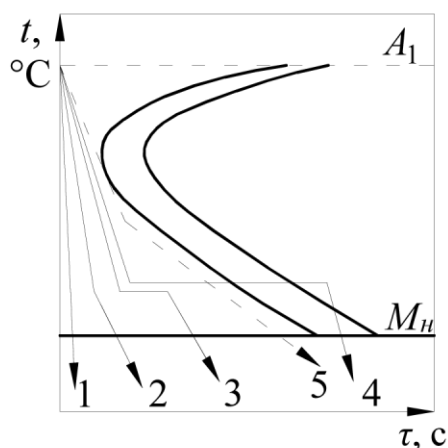


Рис. 5.25. Схема режимов при разных способах закалки:
 1 — закалка в одном охладителе; 2 — закалка в двух средах;
 3 — ступенчатая закалка; 4 — изотермическая закалка;
 5 — идеальный режим охлаждения

Наиболее простой способ закалки — это *закалка в одном охладителе* (кривая 1, рис. 5.25), при котором нагретая деталь погружается в охлаждающую жидкость и остается там до полного охлаждения. Недостатком этого способа является возникновение значительных внутренних напряжений. Для деталей из углеродистых сталей сечением более 5 мм наиболее широко применяемой закалочной средой является вода, для деталей меньших размеров и легированных сталей — масло.

Для уменьшения внутренних напряжений применяется *закалка в двух средах* (кривая 2, рис. 5.25), при которой деталь сначала охлаждают в воде до 300–400 $^{\circ}\text{C}$, а затем для окончательного охлаждения переносят в масло. Недостатком этого способа является трудность регулирования выдержки деталей в первой охлаждающей жидкости.

Точное регулирование времени выдержки детали в первой охлаждающей жидкости достигается при *ступенчатой закалке* (рис. 5.25, кривая 3). При этом способе деталь быстро охлаждается погружением в соляную ванну с температурой, немного превышающей (на 30–50 °С) температуру мартенситного превращения данной стали M_n , выдерживается при этой температуре до достижения одинаковой температуры по всему сечению, после чего охлаждается на воздухе. Мартенситное превращение происходит при медленном охлаждении на воздухе, что резко снижает внутренние напряжения и возможность коробления.

Недостатком этого способа является ограничение размера деталей. Из-за низкой скорости охлаждения в сравнительно нагретой среде при закалке крупных деталей в их центральных зонах скорость охлаждения может оказаться ниже критической. Максимальный диаметр деталей из углеродистых сталей, закаливаемых этим способом, составляет 10 мм, легированных — 20–30 мм.

В отличие от ступенчатой, при *изотермической закалке* сталь выдерживается в ваннах до окончания изотермического превращения аустенита (рис. 5.25, кривая 4). Температура соляной ванны обычно составляет 250–350 °С. В результате изотермической закалки получается структура бейнита с твердостью 45–55 HRC при сохранении повышенной пластичности и вязкости. Длительность выдержки определяется с помощью диаграмм изотермического превращения аустенита.

Закалка с самоотпуском применяется в случае термообработки инструмента типа зубил, молотков, в которых должны сочетаться высокие твердость и вязкость. В этом случае изделия выдерживают в закалочной ванне не до полного охлаждения. За счет тепла внутренних участков происходит нагрев поверхностных слоев до нужной температуры, т.е. самоотпуск.

Обработка стали холодом

В закаленной стали, особенно содержащей более 0,4–0,5 % С, у которой точка M_k лежит ниже нуля (см. рис. 5.8), всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износостойкость и нередко приводит к изменению размеров деталей, работающих при низких температурах, в результате самопроизвольного превращения его в мартенсит.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в закаленной стали применяют обработку холодом, заключающуюся в охлаждении закаленной стали до температур ниже нуля.

Понижение температуры до точки M_k (от -30 до -70 °С) для большинства сталей вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость сталей с 0,8–1,1 % С на HRC 1–3. Однако одновременно возрастают напряжения, поэтому изделия охлаждают медленно и сразу после обработки холодом выполняют отпуск.

Выдержка стали после закалки при комнатной температуре более 3–6 ч стабилизирует аустенит, и поэтому он менее полно превращается в мартенсит при дальнейшем охлаждении и уменьшает эффект обработки холодом. В данном случае обработку холодом выполняют сразу после закалки.

Обработку холодом используют главным образом для измерительных инструментов, для пружин и деталей из цементируемых высоколегированных сталей, сохраняющих много аустенита после закалки.

Отпуск стали

Отпуск (*tempering*) является заключительной операцией термической обработки, состоящей из нагрева закаленной стали ниже его критической точки A_{c1} с последующим охлаждением, при котором формируется окончательная структура стали. В результате сталь получает требуемые механические свойства.

Различают три вида отпуска: низкий, средний и высокий отпуск.

Низкий отпуск проводят с нагревом до 150–200 °С. Целью низкого отпуска является снижение внутренних напряжений и некоторое уменьшение хрупкости мартенсита при сохранении высокой твердости и износостойкости деталей. Структура стали после низкого отпуска представляет собой мартенсит отпуска. Основная область применения низкого отпуска — режущий и мерительный инструмент, а также машиностроительные детали, которые должны обладать высокой твердостью и износостойкостью.

Средний отпуск проводят при 350–500 °С. Цель среднего отпуска состоит в некотором снижении твердости при значительном увеличении предела упругости. Структура стали представляет собой троостит отпуска, обеспечивающий высокие пределы прочности, упругости и выносливости, а также улучшение сопротивляемости действию ударных нагрузок. Такой отпуск применяют главным образом для пружин и рессор, а также штампов.

Температуру отпуска надо выбирать таким образом, чтобы не вызвать необратимой отпускной хрупкости.

Высокий отпуск проводят при 500–650 °С. Цель высокого отпуска — достижение оптимального сочетания прочностных, пластических и вязких свойств. Структура стали представляет собой однородный сорбит отпуска с зернистым цементитом. Область применения высокого отпуска — конструкционные стали, детали из которых подвергаются воздействию высоких напряжений и ударным нагрузкам.

Термическая обработка, состоящая из закалки с высоким отпуском, улучшающая общий комплекс механических свойств, является основным видом термической обработки конструкционных сталей. Она называется *улучшением*.

Температуру отпуска обычно выбирают в зависимости от заданной твердости. В этом случае изделие закалывают на максимальную твердость, а затем отпуском твердость снижают до заданной.

Термомеханическая обработка

Термомеханическая обработка (ТМО) является методом обработки стали, позволяющим повысить механические свойства по сравнению с полученными при обычной закалке и отпуске.

Термомеханическая обработка заключается в сочетании пластической деформацией стали в аустенитном состоянии с ее закалкой. Формирование структуры закаленной стали при ТМО происходит в условиях повышенной плотности дислокаций, обусловленных наклепом. Различают два основных способа термомеханической обработки.

По первому способу, называемому высокотемпературной термомеханической обработкой (ВТМО), сталь деформируют при температуре выше точки A_3 (рис. 5.26, *a*), при которой сталь имеет аустенитную структуру. Степень деформации составляет 20–30 %. После деформации следует немедленная закалка во избежание развития процесса рекристаллизации.

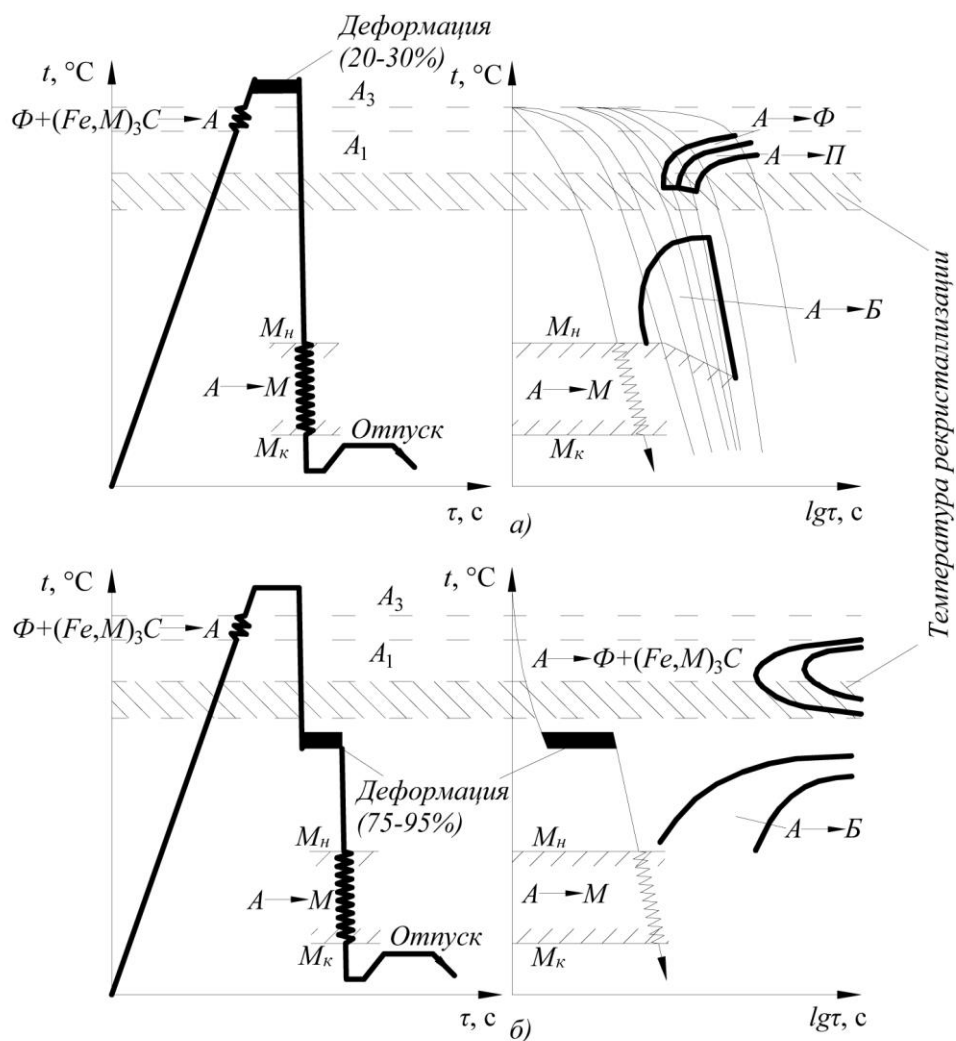


Рис. 5.26. Схема термомеханической обработки стали:
 а — VTMO; б — NTMO

По второму способу, называемому низкотемпературной термомеханической обработкой (НТМО), сталь деформируют в температурной зоне существования переохлажденного аустенита в области его относительной устойчивости (400–600 °С); температура деформации должна быть выше точки M_n , но ниже температуры рекристаллизации (рис. 5.26, б). Степень деформации обычно составляет 75–95 %. Закалку осуществляют сразу после деформации. После закалки в обоих случаях следует низкотемпературный отпуск (100–300 °С). Такая комбинированная ТМО позволяет получить очень высокую прочность: $\sigma_\sigma = 2\ 200\text{--}3\ 000$ МПа, при хорошей пластичности и вязкости: $\delta = 6\text{--}8$ %.

После обычной закалки и низкого отпуска предел прочности не превышает 2 000–2 200 МПа и $\delta = 3\text{--}4$ %.

Очень важно, что одновременно с повышением прочности после ТМО возрастает пластичность.

Наибольшее упрочнение $\sigma_s = 2\ 600\text{--}3\ 000$ МПа достигается при деформации переохлажденного аустенита (см. рис. 5.26, б), т.е. при обработке НТМО. Деформация в области высоких температур (ВТМО) не создает столь высокого предела прочности ($\sigma_s = 2\ 200\text{--}2\ 400$ МПа). Это, видимо, объясняется тем, что при высоких температурах невозможно избежать хотя бы частичной рекристаллизации. Низкотемпературную термомеханическую обработку можно рассматривать как холодную обработку давлением, так как она проводится ниже температуры рекристаллизации. Однако ВТО обеспечивает большой запас пластичности и лучшую конструктивную прочность. ВТМО повышает ударную вязкость при комнатной и низких температурах, понижает порог хладноломкости и чувствительность к отпускной хрупкости. Кроме того, деформация при высоких температурах протекает при меньших усилиях и поэтому является более технологической операцией.

Высокие механические свойства после термической обработки объясняются большой плотностью дислокаций в мартенсите, дроблением его кристаллов на отдельные фрагменты величиной в доли микрона со взаимной разориентировкой до $10\text{--}15^\circ$. Дислокационная структура, формирующаяся в аустените при деформации, «наследуется» после закалки мартенситом. После деформации аустенита последующая закалка приводит к образованию плотных скоплений дислокаций, сочленяющих сильно разориентированные фрагменты мартенсита. Повышение пластичности, вероятно, связано с уменьшением напряжений II рода.

Химико-термическая обработка стали

Химико-термической обработкой (ХТО) называют процесс, сочетающий в себе поверхностное насыщение стали тем или иным элементом при высокой температуре и термическое воздействие, в результате которых происходит изменение химического состава, микроструктуры и свойств поверхностных слоев деталей.

Химико-термическая обработка включает в себя цементацию, азотирование, цианирование, алитирование, силицирование и т.д. Насыщение поверхностного слоя происходит при нагреве детали до определенной температуры в среде, легко выделяющей насыщающий элемент в активном состоянии, и выдержке при этой температуре. Среды, выделяющие насыщающий элемент, могут быть газообразными, жидкими и твердыми.

В отличие от поверхностной закалки при химико-термической обработке разница в свойствах достигается изменением не только структуры металла, но и его химического состава. ХТО не зависит от формы деталей. Она обеспечивает получение упрочненного слоя одинаковой толщины по всей поверхности. ХТО дает более существенное различие в свойствах поверхности и сердцевины деталей. ХТО изменяет химический состав и структуру поверхностного слоя, а поверхностная закалка — только структуру. Вместе с тем ХТО уступает поверхностной закалке по производительности.

Основные элементарные процессы любого вида химико-термической обработки следующие:

1) *диссоциация* — выделение насыщающего элемента в активном атомарном состоянии в результате разложения исходных веществ: $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$; $2\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H}_2 + 2\text{N}$ и т.д. Степень распада молекул газа (%) называют степенью диссоциации;

2) *абсорбция* — захват поверхностью металла свободных атомов насыщающего элемента. Атомы металла, находящиеся на поверхности, имеют свободные валентности. При подаче к поверхности детали атомов насыщающего элемента эти свободные валентности вступают в действие, что уменьшает поверхностную энергию металла. С повышением температуры абсорбционная способность металла увеличивается. Развитию процесса абсорбции способствует возможность диффундирующего элемента образовывать с основным металлом твердые растворы или химические соединения;

3) *диффузия* — проникновение насыщающего элемента в глубь металла. В результате абсорбции химический состав поверхностного слоя меняется, при этом создается градиент концентраций насыщающего элемента в поверхностных и нижележащих слоях. Диффузия протекает легче при образовании твердых растворов внедрения (C, N), чем твердых растворов замещения (Al, Cr, Si). Поэтому при диффузионной металлизации процесс ведут при более высоких температурах.

Поверхностный слой детали, отличающийся от исходного материала по химическому составу, называется диффузионным слоем. Материал детали под диффузионным слоем с неизменившимся химическим составом называется сердцевиной.

Цементация

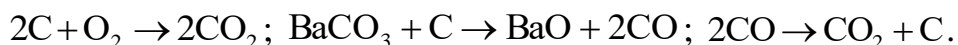
Цементацией называется процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стальных деталей углеродом. Цель цементации — достижение

высокой твердости и износостойкости поверхности детали в сочетании с вязкой сердцевиной. На цементацию поступают механически обработанные детали с припуском на шлифование 50–100 мкм. В тех случаях, когда цементации подвергается только часть детали, остальные участки защищают либо специальными огнеупорными обмазками, либо тонким слоем (20–40 мкм) меди, нанесенным электролитическим способом.

Цементации подвергают стали с низким содержанием углерода (0,1–0,2 % С). После цементации на поверхности концентрация углерода достигает 1,0 %. Глубина цементированного слоя (при содержании углерода порядка 0,4 %) обычно лежит в пределах 0,5–2,5 мм. Для достижения высокой твердости поверхности и вязкой сердцевины после цементации всегда проводят закалку с низким отпуском.

Различают два основных вида цементации: в твердой и газовой средах. Среда, поставляющая углерод к поверхности детали, подвергаемой цементации, называется *карбюризатором*.

Твердая цементация производится в специальных стальных ящиках, в которых детали укладывают попеременно с карбюризатором. Ящики закрывают крышками и замазывают огнеупорной глиной для предотвращения утечки газов. В качестве твердого карбюризатора используют дубовый и березовый древесный уголь и катализаторы BaCO_3 или Na_2CO_3 . При нагреве до температуры 930–950 °С идут реакции:



Образующиеся активные атомы углерода диффундируют в решетку γ -железа.

Процесс цементации проводят выше A_{c3} (обычно при 910–930, реже при 1 000–1 050 °С), когда сталь находится в аустенитном состоянии, которое характеризуется высокой растворимостью углерода. Толщина цементованного слоя в зависимости от состава стали и назначения изделия может составлять 0,5–2 мм.

Газовая цементация является основным процессом массового производства. Стальные детали нагревают в газовых смесях, содержащих CO , CH_4 и др. Газовая цементация проходит быстро, так как не требует времени на прогрев ящика и карбюризатора. Слой толщиной 1 мм образуется за 6–7 ч.

После цементации характерно неравномерное распределение углерода по сечению детали. Полученный в результате цементации наружный слой содержит более 0,8 % С и имеет структуру заэвтектоидных сталей — перлит и вторичный цементит. Глубже лежит слой эвтектоидного состава с перлитной структурой, а далее — слой с феррито-перлитной структурой.

После цементации из-за длительной выдержки при высоких температурах сталь становится крупнозернистой. Это обстоятельство необходимо учитывать при назначении обязательной после цементации термической обработки. Целью термической обработки является упрочнение поверхности с одновременным измельчением зерна и получением вязкой сердцевины.

В зависимости от назначения детали применяют различные варианты термической обработки (рис. 5.27).

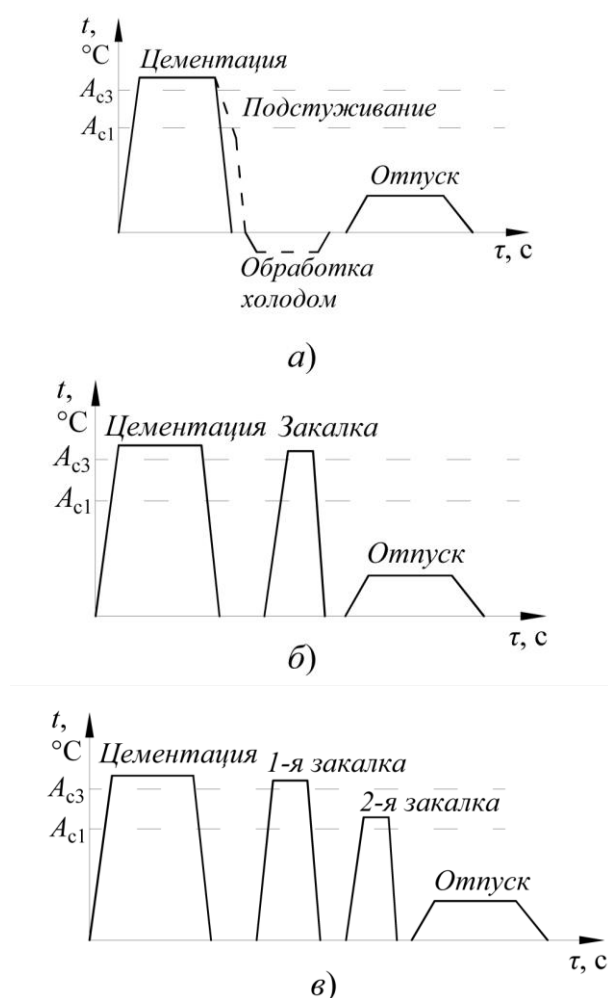


Рис. 5.27. Режимы термической обработки стали после цементации

Менее ответственные детали подвергают закалке непосредственно с цементационного нагрева с последующим низким отпуском (рис. 5.27, а). Круп-

ное зерно аустенита, выросшее в результате длительной цементации, дает грубокристаллический мартенсит отпуска в поверхностном слое и крупнозернистую феррито-перлитную структуру в сердцевине детали. Эти недостатки в определенной мере устраняются при использовании наследственно мелкозернистых сталей и применении газовой цементации, сокращающей время пребывания стали при высокой температуре. Подстуживание при закалке до 750–800 °С снижает внутренние напряжения, а обработка холодом уменьшает количество остаточного аустенита в цементованном слое.

При более высоких требованиях к структуре после цементации детали подвергают охлаждению на воздухе, однократной закалке с нагрева выше A_{c3} и низкому отпуску (рис. 5.27, б). При этом в сердцевине и на поверхности детали происходят перекристаллизация и измельчение зерна. Однако в поверхностном высокоуглеродистом слое наблюдается некоторый перегрев, так как оптимальный закалочный нагрев заэвтектоидных сталей — это нагрев выше A_{c1} , но ниже A_{cm} .

Особо ответственные детали после цементации подвергают двойной закалке с низким отпуском (рис. 5.27, в). При первой закалке с температуры на 30–50 °С выше A_{c3} происходит перекристаллизация сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна, обеспечивающего мелкозернистость продуктов распада. Одновременно при этом цементитная сетка в поверхностном слое растворяется. При нагреве под вторую закалку мартенсит, полученный после первой закалки, претерпевает отпуск, и при этом образуются глобулярные карбиды, увеличивающие твердость поверхностного заэвтектоидного слоя. Кроме того, при второй закалке с температуры выше A_{c1} на 30–50 °С обеспечивается мелкое зерно в поверхностном слое.

После такой термообработки поверхностный заэвтектоидный слой имеет структуру отпущенного мартенсита с включениями глобулярных карбидов. Структура сердцевины определяется химическим составом стали. При цементации углеродистой стали из-за низкой прокаливаемости сердцевина имеет феррито-перлитную структуру.

Легированная сталь при цементации позволяет получать в сердцевине структуру сорбита, троостита или даже мартенсита, но благодаря низкой концентрации углерода сердцевина будет иметь высокую ударную вязкость.

Азотирование стали

Азотированием называется процесс насыщения поверхностного слоя азотом. Целью азотирования является создание поверхностного слоя с особо высокой твердостью, износостойкостью, повышенной усталостной прочно-

стью и сопротивлением коррозии в водной среде, паровоздушной и влажной атмосфере.

Процесс азотирования состоит в выдержке в течение довольно длительного времени (до 60 ч) деталей в атмосфере аммиака при 500–600 °С. При более высокой температуре образуются более крупные нитриды, и твердость уменьшается. Азотирование проводят в стальных герметически закрытых ретортах, в которые поступает аммиак. Реторту помещают в нагревательную печь. Поступающий из баллонов аммиак при нагреве разлагается на азот и водород: $\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H} + \text{N}$.

Активные атомы азота проникают в решетку α -железа и диффундируют в ней. Образующиеся при этом нитриды железа еще не обеспечивают достаточно высокой твердости. Высокую твердость азотированному слою придают нитриды легирующих элементов, прежде всего хрома, молибдена, алюминия. При совместном легировании стали хромом, молибденом, алюминием твердость азотированного слоя по Виккерсу достигает 1 200 HV, в то время как после цементации и закалки твердость составляет 900 HV.

Благодаря высокой твердости нитридов легирующих элементов азотированию обычно подвергают легированные среднеуглеродистые стали. К таким сталям относятся 38Х2МЮА, 35ХМА, более дешевая 38Х2Ю6, а также некоторые штамповые стали, например 3Х2В8, 5ХНМ.

Азотированию обычно подвергают готовые изделия, прошедшие механическую и окончательную термическую обработку (закалку с высоким отпуском при 600–675 °С, температура которого выше максимальной температуры азотирования). После такой термической обработки металл приобретает структуру сорбита, имеющую высокую прочность и вязкость. Эта структура сохраняется в сердцевине детали и после азотирования. Высокая прочность металлической основы необходима для того, чтобы тонкий и хрупкий азотированный слой не продавливался при работе детали. Высокая твердость азотирования достигается сразу и не требует последующей термической обработки. Это важное преимущество процесса азотирования.

Участки, не подлежащие азотированию, защищают нанесением тонкого слоя олова (10–15 мкм) электролитическим методом или жидкого стекла. Глубина азотированного слоя достигает 0,3–0,6 мм. Из-за сравнительно низких температур скорость азотирования значительно меньше, чем скорость цементации, и составляет всего 0,01 мм/ч и менее.

По сравнению с цементацией азотирование имеет ряд преимуществ и недостатков. Преимуществами азотирования являются более высокая твердость и износостойкость поверхностного слоя, сохранение им высоких свойств при нагреве до 500 °С, а также высокие коррозионные свойства. В азотированном слое создаются остаточные напряжения сжатия, что повышает усталостную прочность. Кроме того, после азотирования не требуется закалки, что позволяет избежать сопутствующих закалке дефектов.

К недостаткам азотирования по сравнению с цементацией относятся более высокая длительность процесса и необходимость применения дорогостоящих легированных сталей. Поэтому азотирование проводят при изготовлении более ответственных деталей, от которых требуется особо высокое качество поверхностного слоя.

Азотирование применяют в машиностроении для изготовления мерительного инструмента, гильз, цилиндров, зубчатых колес, шестерен, втулок, коленчатых валов и др.

Цианирование стали

Цианированием (нитроцементацией) называется процесс совместного насыщения поверхности стальных деталей азотом и углеродом. Основная цель цианирования состоит в повышении твердости и износостойкости деталей.

При цианировании нагрев осуществляется либо в расплавленных солях, содержащих цианистые соли NaCN или KCN (цианирование), либо в газовой среде, состоящей из смеси CH_4 и NH_3 (нитроцементация). Состав и свойства цианированного слоя зависят от температуры проведения цианирования.

В зависимости от температуры процесса различают высокотемпературное (850–950 °С) и низкотемпературное (500–600 °С) цианирование. Чем выше температура цианирования, тем меньше насыщение поверхностного слоя азотом и больше углеродом. Совместная диффузия углерода и азота протекает быстрее, чем диффузия каждого из этих элементов в отдельности.

При низкотемпературном цианировании поверхностный слой насыщается преимущественно азотом. Низкотемпературному цианированию обычно подвергают окончательно изготовленный и заточенный режущий инструмент из быстрорежущих марок стали с целью повышения его износостойкости и крас-

нотойкости. После низкотемпературного цианирования отпуск не производится. Глубина цианированного слоя 0,01–0,04 мм с твердостью 1 000 HV.

После высокотемпературного цианирования на глубину 0,6–1,8 мм в течение 3–10 ч детали подвергают закалке и низкому отпуску. Твердость после термообработки составляет 59–62 HRC.

По сравнению с цементованным цианированным слоем имеет несколько более высокую твердость и износостойкость, а также более высокое сопротивление коррозии. В ваннах можно подвергать цианированию мелкие детали, например детали часовых механизмов, для которых достаточно получение слоя небольшой толщины.

Недостатком цианирования является более высокая стоимость процесса, связанная с необходимостью строгого соблюдения правил техники безопасности из-за высокой токсичности цианистых солей, поэтому чаще применяют нитроцементацию.

Диффузионная металлизация

Диффузионной металлизацией называется процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стали различными металлами. Детали, поверхность которых насыщена алюминием, хромом, кремнием, бором, приобретают ряд ценных свойств, например, жаростойкость, коррозионную стойкость, повышенную износостойкость и твердость.

Металлизация бывает твердая, жидкостная и газовая. При жидкостной металлизации стальную деталь погружают в расплав металла. При твердой и газовой металлизации насыщение происходит с помощью летучих соединений хлора с металлом $AlCl_3$, $CrCl_3$, $SiCl_4$, которые при температуре 100–1 100 °С вступают в обменную реакцию с железом с образованием диффундирующего элемента в активном состоянии.

При *алитировании*, т.е. насыщении алюминием, которое обычно проводится в порошкообразных смесях или расплавленном алюминии, детали приобретают повышенную коррозионную стойкость благодаря образованию плотной пленки Al_2O_3 , предохраняющей металл от окисления. Толщина слоя составляет 0,2–0,5 мм.

При *хромировании* обеспечивается высокая стойкость против газовой коррозии до 800 °С, а также стойкость против коррозии в воде, морской воде и кислотах. Толщина слоя составляет до 0,2 мм.

Силицирование, т.е. насыщение кремнием, придает высокую кислотоупорность в соляной, серной и азотной кислотах и применяется для деталей, используемых в химической и нефтяной промышленности; толщина слоя лежит в пределах 0,3–1,0 мм.

Борирование придает поверхностному слою исключительно высокую твердость (до 1 800–2 000 HV), износостойкость и устойчивость против коррозии в различных средах. Борирование часто проводят при электролизе расплавленных солей, например буры $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$; стальная деталь служит катодом. При температуре около 930–850 °С и выдержке 2–5 ч на поверхности образуется твердый борид железа, и толщина слоя достигает 0,1–0,2 мм.

Борирование применяют для повышения износостойкости втулок нефтяных насосов, штампов, деталей пресс-форм и машин для литья под давлением. Стойкость деталей после борирования возрастает в 2–10 раз.

6. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Медь и ее сплавы

Основные свойства меди

Медь — металл розовато-красного цвета, плотность меди $8,95 \text{ г/см}^3$, температура плавления $1085 \text{ }^\circ\text{C}$. Медь кристаллизуется в гранцентрированной решетке и не имеет полиморфных превращений. На воздухе при наличии влаги и углекислого газа она медленно окисляется, покрываясь пленкой, так называемой патиной зеленого цвета, которая является щелочным карбонатом меди $(\text{CuOH})_2\text{CO}_3$. Эта пленка в определенной мере защищает медь от дальнейшей коррозии.

Чистая медь обладает высокой электрической проводимостью (на втором месте после серебра), пластичностью, коррозионной стойкостью в пресной и морской воде, а также в ряде химических сред. Медь принято считать эталоном электрической проводимости и теплопроводности по сравнению с другими металлами. Характеристики этих свойств меди принимаются за 100 %, в то время как у алюминия, магния и железа они составляют соответственно 60, 40 и 17 % от соответствующих свойств меди. Механические свойства меди в литом состоянии: $\sigma_s = 160 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 35 \text{ МПа}$, $\delta = 25 \text{ \%}$; в горячедеформированном: $\sigma_s = 250 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 95 \text{ МПа}$, $\delta = 50 \text{ \%}$. Из-за низких значений предела текучести и высокой стоимости чистая медь как конструкционный материал не применяется. Около половины производимой меди используется в электро- и радиотехнике.

Электрическая проводимость меди зависит от содержания примесей. При наличии даже небольшого количества примесей электрическая проводимость резко падает. Для проводов применяют электролитическую медь марок МЗ, содержащую 99,5 % Cu, М2 — 99,7 %, М1 — 99,9 % Cu, М0 — 99,95 %, М00 — 99,99 % Cu (ГОСТ 859-2014)..

Для повышения прочности проводов, например трамвайных и троллейбусных, их дополнительно наклепывают или легируют кадмием в количестве около 1 %. При этом электрическая проводимость уменьшается на 10 %, но прочность увеличивается почти в два раза.

Медь и ее сплавы являются традиционными материалами, используемыми в технике низких температур. Применение меди и ее сплавов обусловлено их высокими характеристиками механических свойств при низких температурах, хорошей коррозионной стойкостью и высокой теплопроводностью.

Вредными примесями, снижающими механические и технологические свойства меди и ее сплавов, являются висмут и свинец, сера и кислород. Висмут и свинец почти не растворимы в меди и образуют легкоплавкие эвтектики по границам зерен, что способствует красноломкости и ухудшает способность к горячей деформации. Из-за отрицательного влияния на пластичность меди содержание висмута не должно превышать 0,002 %. Сера с медью образует эвтектику $\text{Cu} - \text{Cu}_2\text{S}$, обладающую повышенной хрупкостью. Особо вредной примесью является кислород, образующий даже в небольших количествах хрупкую эвтектику $\text{Cu} - \text{Cu}_2\text{O}$ по границам зерен. При нагреве металла с включениями эвтектики в атмосфере, содержащей водород, диффундирующий вглубь меди, проявляется ее так называемая водородная болезнь: $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 = 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$, в результате чего пары воды создают высокое давление и возможно образование трещин.

Медь и ее сплавы имеют удовлетворительную технологичность. Медь хорошо деформируется, хорошо сваривается и паяется. Ее недостатком является сравнительно плохая обрабатываемость резанием.

Соединение деталей из меди и ее сплавов часто выполняют посредством твердой и мягкой пайки. Твердые припои изготавливают на основе меди и цинка с добавкой серебра; их температура плавления составляет 600–1 000 °С. Мягкие припои изготавливают из сплавов олова со свинцом; их температура плавления 200–300 °С. Паяные медные соединения обычно применяют в криостатах исследовательских установок.

Сплавы меди устойчивы против коррозии, обладают хорошими антифрикционными, технологическими и механическими свойствами и широко используются в качестве конструкционных материалов. По технологическим характеристикам различают деформируемые и литейные медные сплавы, по химическому составу их делят на латуни и бронзы. Латуни представляют собой сплавы меди с цинком, а бронзы — сплавы меди с другими элементами.

Медные сплавы обозначают начальной буквой сплава *Л* — латунь или *Бр* — бронза, после чего следуют первые буквы основных элементов, образующих сплав: *О* — олово, *Ц* — цинк, *Мц* — марганец, *А* — алюминий, *Ж* — железо, *Ф* — фосфор, *Б* — бериллий, *Х* — хром, *Н* — никель и т.д., а после них цифры, указывающие содержание легирующих элементов в процентах. В деформируемых латунях не указывается содержание цинка, а в деформируемых бронзах — содержание меди, их концентрации определяются по разности. Например, ЛЖМц-59-1-1 — латунь, содержащая, %: 59 Cu, 1 Fe, 1 Mn и остальное — цинк, или БрОФ6,5-0,15 — бронза: 6,5 Sn, 0,15 P, остальное — медь.

Порядок цифр в обозначениях марок деформируемых и литейных сплавов различен. В марках деформируемых латуней и бронз цифры, отделенные друг от друга дефисом, ставятся в конце обозначения и расположены в той же последовательности, что и буквы, например ЛА60-11 или БрОЦ4-3.

В литейных латунях и бронзах содержание всех компонентов сплавов в процентах, в том числе содержание цинка, приведены сразу же после обозначающих их букв. Содержание меди в литейных сплавах определяется по разности от 100 %. Например, ЛЦ16К4 — литейная латунь, содержащая 16 % Zn, 4 % Si, остальное медь; БрО5Ц5С5 — литейная бронза, содержащая 5 % Sn, 5 % Zn, 5 % Pb, остальное — медь.

Сплавы меди с цинком, или латуни

Двойные или многокомпонентные сплавы меди, в которых основным легирующим элементом является цинк, называют латунями.

В системе Cu-Zn образуется шесть твердых растворов: α , β , γ , δ , ε , η , но практическое применение имеют сплавы, содержащие до 45 % Zn.

На рис. 6.1 приведена левая часть диаграммы состояния системы Cu-Zn, содержащая область однофазных (α) и двухфазных ($\alpha + \beta$)-латуней.

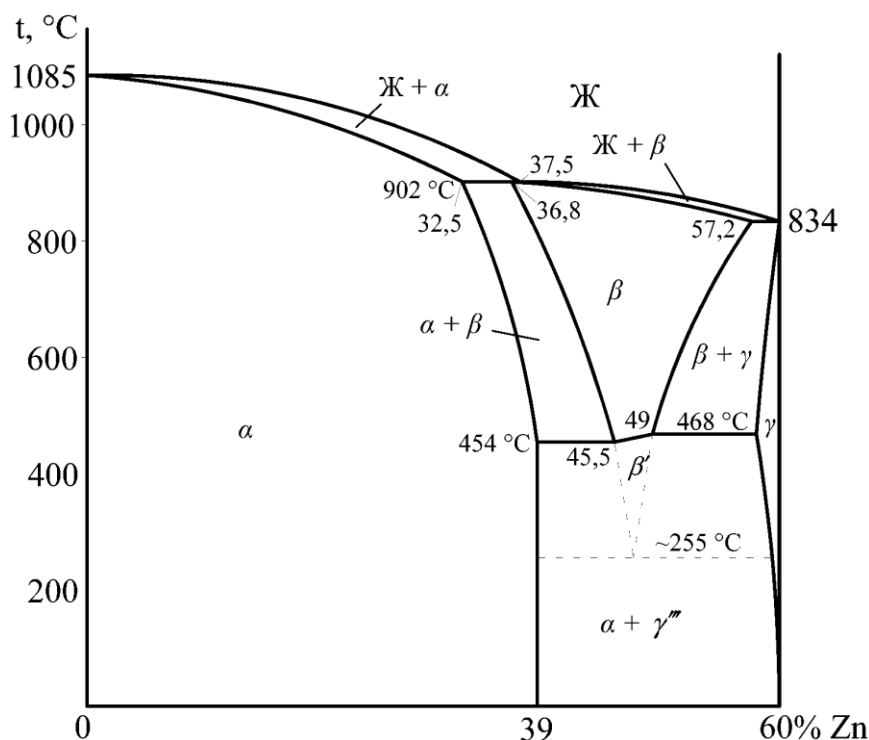


Рис. 6.1. Диаграмма состояния системы Cu-Zn

Однофазная α -латунь представляет собой твердый раствор цинка в меди с решеткой ГЦК и может содержать до 39 % Zn. Она характеризуется высокой пластичностью. При содержании более 39 % Zn в структуре проявляется хрупкая β -фаза, представляющая собой твердый раствор с решеткой ОЦК на базе соединения CuZn с электронным типом связи.

Существуют две модификации β -фазы: выше 454–468 °С устойчива гомогенная пластичная β -фаза, имеющая неупорядоченное расположение атомов, ниже этих температур — более твердая и хрупкая β' -фаза, характеризующаяся упорядоченным расположением атомов меди и цинка.

Двухфазные ($\alpha + \beta$)-латуни могут содержать до 45,5 % Zn. Так как β' -фаза, существующая при комнатной температуре, имеет большую хрупкость и твердость, то двухфазные латуни менее пластичны и более прочны.

Влияние химического состава на свойства латуней показано на рис. 6.2. В отличие от равновесного состояния β' -фаза практически появляется уже при концентрации цинка более 30 %. Поэтому в сплавах, содержащих менее 30 % Zn, увеличение его концентрации повышает и прочность, и пластичность. При увеличении содержания цинка выше 30 % пластичность сплавов начинает уменьшаться, а после появления в структуре значительных количеств β' -фазы происходит резкое падение пластичности. Прочность при увеличении содержания цинка растет до 45 %, а потом также резко падает. Поэтому содержание цинка в латуни не превышает 45 %.

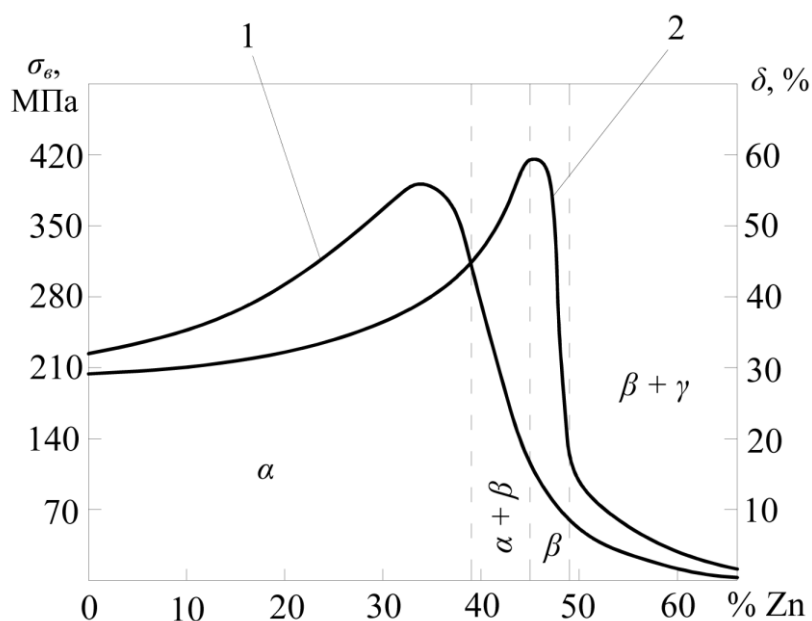


Рис. 6.2. Влияние цинка на свойства латуней:
1 — предел прочности σ_b ; 2 — относительное удлинение δ

Латуни обычно хорошо обрабатываются давлением. Однофазные α -латуни высокопластичны и хорошо деформируются в холодном состоянии. Двухфазные ($\alpha + \beta'$)-латуни лучше деформируются при нагреве выше температуры $\beta \leftrightarrow \beta'$ превращения. Обычно их деформируют при температуре несколько выше 700 °С.

По технологическим признакам различают деформируемые и литейные латуни.

α -латуни редко легируют дополнительно другими элементами; они представляют собой обычно двойные сплавы меди с цинком. В марках этих латуней Л62, Л68, Л80, Л90 цифры показывают содержание меди. Цинк дешевле меди. Чем больше цинка в латуни, тем ниже ее стоимость. Из однофазных α -латуней холодным деформированием изготавливают ленты, гильзы патронов, трубки теплообменников, проволоку.

Латунь, содержащая до 10 % Zn, так называемый томпак, имеет цвет золота и применяется для изготовления украшений.

($\alpha + \beta$)-латуни легируют дополнительно алюминием, железом, никелем для увеличения прочности, а также для улучшения обрабатываемости на станках. Высокими коррозионными свойствами обладают латуни, легированные оловом (ЛО70-1, ЛО62-1) и называемые морскими латунями. Наибольшей прочностью обладают латуни, дополнительно легированные алюминием, железом, марганцем.

Отрицательным свойством деформированных латуней, содержащих более 20 % Zn, является склонность к растрескиванию при вылеживании во влажной атмосфере, содержащей следы аммиака. «Сезонное растрескивание» обусловлено коррозией по границам зерен в местах неравномерной концентрации примесей.

Для снижения этого дефекта после деформации латуни подвергают отжигу при температурах ниже температуры рекристаллизации (обычно около 250 °С).

Из деформированных латуней изготавливают трубы, прутки, полосы, проволоку. Литейные латуни отливают в землю, в кокиль, под давлением, они идут на изготовление арматуры и деталей для судостроения, гаек нажимных болтов для сложных условий работы, втулок, вкладышей и подшипников.

Благодаря узкому интервалу между линиями ликвидуса и солидуса литейные латуни не подвержены ликвации и усадочной пористости.

Химический состав и механические свойства некоторых латуней приведены в табл. 6.1 и 6.2.

Химический состав сплавов цветных металлов

Марка сплава	Массовая доля элементов, %					
	Cu	Zn	Sn	Sb	Al	Другие элементы
Медь М1	$\geq 99,90$	$\leq 0,004$	$\leq 0,002$	$\leq 0,002$	–	$\leq 0,005$ Pb $\leq 0,005$ Fe $\leq 0,001$ Bi $\leq 0,002$ Ni
Л68	67–70	остальное	–	$\leq 0,005$	–	$\leq 0,03$ Pb $\leq 0,1$ Fe $\leq 0,002$ Bi $\leq 0,01$ P
Л63	62–65	остальное	–	$\leq 0,005$	–	$\leq 0,07$ Pb $\leq 0,2$ Fe $\leq 0,002$ Bi $\leq 0,01$ P
ЛС59-1	57–60	остальное	$\leq 0,3$	$\leq 0,01$	–	Pb = 0,8–1,9 $\leq 0,5$ Fe $\leq 0,003$ Bi $\leq 0,02$ P
БрО3Ц12С5	остальное	8–5	2–3,5	$\leq 0,5$	$\leq 0,02$	Pb = 3–6 $\leq 0,4$ Fe $\leq 0,02$ Si $\leq 0,05$ P
БрО5Ц5С5	остальное	4–6	4–6	$\leq 0,5$	$\leq 0,05$	4–6 Pb $\leq 0,4$ Fe $\leq 0,05$ Si $\leq 0,1$ P
БрА5	остальное	$\leq 0,5$	$\leq 0,1$	–	4–6	$\leq 0,1$ Si $\leq 0,03$ Pb $\leq 0,01$ P $\leq 0,5$ Fe $\leq 0,5$ Mn
БрА7	остальное	$\leq 0,5$	$\leq 0,1$	–	6–8	$\leq 0,1$ Si $\leq 0,03$ Pb $\leq 0,01$ P $\leq 0,5$ Fe $\leq 0,5$ Mn

Марка сплава	Массовая доля элементов, %					
	Cu	Zn	Sn	Sb	Al	Другие элементы
ЦАМ9-1,5	1–2	остальное	≤ 0,01	≤ 0,01	9–11	≤ 0,02 Pb ≤ 0,1 Fe ≤ 0,03 Si ≤ 0,015 Cd Mg = 0,03–0,06
Б83	5,5–6,5	≤ 0,004	остальное	10–12	≤ 0,005	≤ 0,1 Fe ≤ 0,05 As ≤ 0,35 Pb ≤ 0,05 Bi
Б16	1,5–2,0	≤ 0,07	15–17	15–17	≤ 0,01	≤ 0,08 Fe ≤ 0,2 As ≤ 0,1 Bi остальное Pb
БКА	–	0,4–0,6	–	≤ 0,25	0,05–0,2	Ca = 0,95–1,15 Na = 0,7–0,9 ≤ 0,1 Bi ≤ 0,2 Mg остальное Pb

Таблица 6.2

Свойства сплавов цветных металлов

Марка сплава	Механические свойства			Состояние
	σ_b , МПа	НВ, МПа	δ , %	
Медь М1	200–250	400	30–45	отжиг
Л63	380–450	550–650	40–50	отжиг
	680–750	1 500–1 600	2–4	твердое
Л68	300–350	500–600	55–60	отжиг
	660–750	1 450–1 550	3–5	твердое
ЛС59-1	340–470	700–800	40–50	отжиг
	600–700	1 500–1 600	2–4	твердое
БрО3Ц12С5	180–210	600	5–8	литье
БрО5Ц5С5	150–180	600	4–6	литье
БрА5	360–440	600–650	60–65	отжиг
	700–800	1 900–2 100	4–6	твердое
ЦАМ9-1,5	250–300	900–950	1–2	литье

Марка сплава	Механические свойства			Состояние
	σ_b , МПа	НВ, МПа	δ , %	
	350–400	900–1 100	10–12	деформированное
Б83	90	300	6	литье
Б16	78	300	0,2	литье
БКА	93	197	8,1	литье
ВТ1-0	400–550	1 300–1 600	20–26	отжиг
ВТ5	750–950	2 290–3 210	8–10	отжиг
ВТ3-1	1 000–1 200	2 690–3 630	9–13	отжиг
	1200	3410–4150	6	закалка и старение

Бронзы

Двойные или многокомпонентные сплавы меди с оловом, алюминием, свинцом, бериллием, кремнием, хромом и другими элементами, среди которых цинк не является основным легирующим, называются бронзами. По главному легирующему элементу различают бронзы оловянные, свинцовые, кремниевые и т.д.

Оловянные бронзы (ГОСТ 5017-2006, ГОСТ 10025-2016)

Особенно широко применяются в машиностроении оловянные бронзы, в которых олово является основным легирующим элементом, а также в качестве легирующих добавок используют цинк, свинец, никель и др.

Диаграмма состояния системы медь-олово (рис. 6.3) характеризуется сравнительно большим расстоянием между линиями ликвидуса и солидуса. Поэтому особенностью двухкомпонентных оловянных бронз являются их повышенная склонность к ликвации, вызванная медленно проходящим процессом диффузии, низкая жидкотекучесть и рассеянная пористость.

В соответствии с диаграммой состояния предельная растворимость олова в меди составляет 15,8 %. Учитывая склонность сплавов системы Cu-Sn к неравновесной кристаллизации, при обычных условиях охлаждения область α -твердого раствора сужается. Уже при содержании олова 5–6 % в структуре появляется ($\alpha + \delta$)-эвтектоид, в котором δ -фаза представляет собой твердое и хрупкое электронное соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. С появлением δ -фазы снижаются пластичность и вязкость сплавов. Бронзы с содержанием олова более 12 % из-за повышенной хрупкости как конструкционный материал практически не применяются.

Двойные оловянные бронзы дороги и имеют пониженные литейные свойства. Их обычно дополнительно легируют цинком, свинцом, никелем, фосфором.

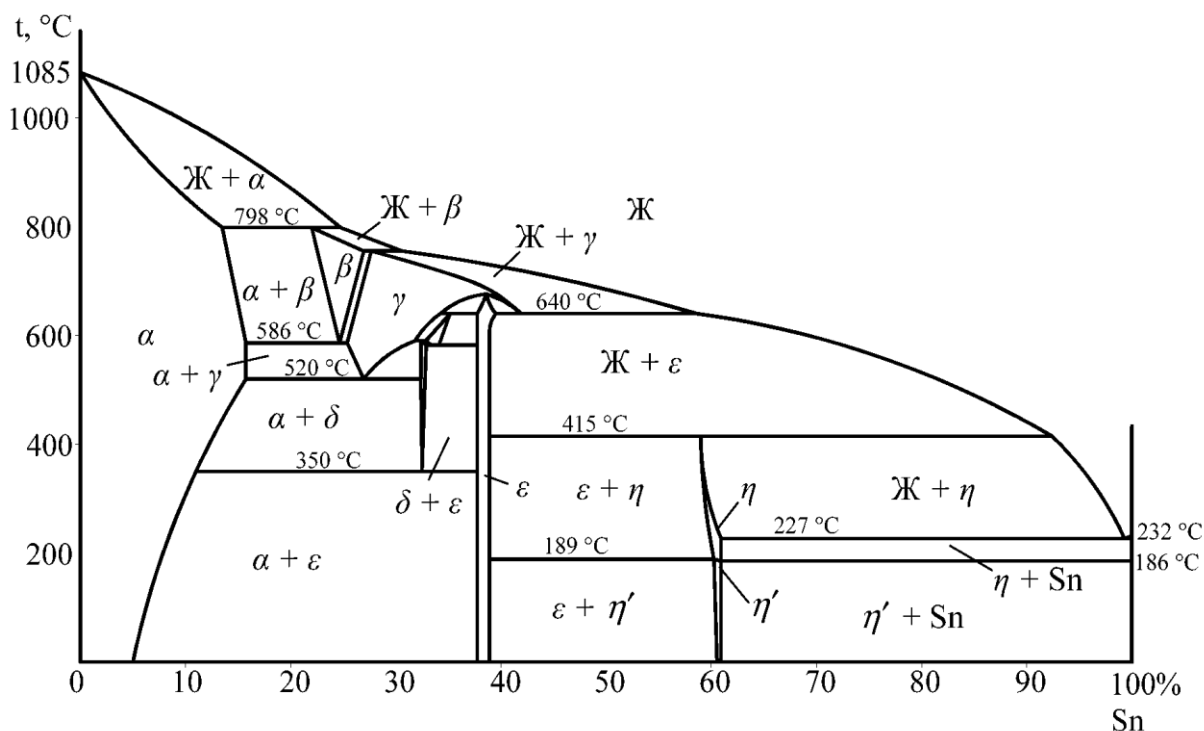


Рис. 6.3. Диаграмма состояния системы Cu-Sn

Различают деформируемые и литейные оловянные бронзы. Деформируемые оловянные бронзы содержат 3–7 % Sn, до 5 % Zn и Pb и до 0,4 % P. Они состоят из однородного твердого раствора и после отжига имеют однофазную структуру. Благодаря хорошей пластичности они легко подвергаются обработке давлением и поставляются в виде прутков, труб и лент. Этот вид бронз используется также для изготовления различных деталей с высокими упругими свойствами. Их прочность $\sigma_s = 320\text{--}350$ МПа при относительном удлинении $\delta = 30\text{--}50$ %.

При концентрации олова 9–11 % в структуре увеличивается количество хрупкой составляющей — эвтектоида, содержащего соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, что исключает возможность пластической деформации. Такие бронзы применяются только в литом состоянии.

Литые оловянные бронзы с цинком и свинцом имеют высокие литейные свойства: малую объемную усадку (менее 1 %) и хорошую жидкотекучесть. Из бронзы изготавливают сложные отливки, в частности художественное литье.

Высокая коррозионная стойкость позволяет использовать литейные бронзы в качестве арматуры, работающей в агрессивных средах и обладающей высокой электрической проводимостью и теплопроводностью.

Наличие включений твердого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истирания, а мягкие частицы облегчают «приработку» и образуют на поверхности мельчайшие каналы, по которым может циркулировать смазка. Поэтому бронзы, содержащие 9–10 % Sn, являются одним из лучших антифрикционных материалов и применяются для изготовления подшипников. Для улучшения антифрикционных свойств в состав бронз также вводят свинец.

Литые оловянные бронзы имеют предел прочности $\sigma_s = 170\text{--}200$ МПа при относительном удлинении $\delta = 5\text{--}10$ %.

Среди оловянных бронз следует выделить так называемую колокольную бронзу. Она содержит около 20 % Sn с небольшими добавками других элементов.

Из безоловянных бронз наибольшее применение нашли алюминиевые, кремниевые и бериллиевые бронзы.

Алюминиевые бронзы

Из диаграммы состояния системы Cu — Al (рис. 6.4) следует, что медь образует с алюминием широкую область α -твердых растворов замещения с кристаллической решеткой ГЦК, а также β -фазу на базе электронного соединения Cu_3Al . β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение при 565 °С по реакции $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$.

Сплавы, содержащие до 9 % Al, однофазные и состоят только из α -твердого раствора алюминия в меди. Увеличение содержания Al более 9 % приводит к появлению в структуре эвтектоида $\alpha + \gamma_2$, в котором γ_2 представляет собой твердое и хрупкое электронное соединение $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$.

Гетерогенная структура, состоящая из мягкой основы α -твердого раствора и твердых дисперсных включений эвтектоида, обеспечивает высокие антифрикционные свойства алюминиевых бронз, которые применяются для изготовления деталей, работающих в условиях трения.

Однофазные алюминиевые бронзы характеризуются высокой пластичностью, их используют для глубокой штамповки. Двухфазные бронзы подвергают горячей обработке давлением или используют в виде фасонного литья.

Согласно диаграмме состояния алюминиевые бронзы могут подвергаться термической обработке — улучшению. При нагреве до температуры около 900 °С они приобретают однофазное строение β -твердого раствора, который в результате закалки переходит в игольчатую структуру, подобную мартенситной. Отпуск позволяет в широких пределах менять свойства алюминиевых бронз.

Алюминиевые бронзы по коррозионной стойкости в морской воде и тропической атмосфере превосходят оловянные бронзы и латуни и конкурируют в этом отношении с хромоникелевыми аустенитными коррозионностойкими сталями.

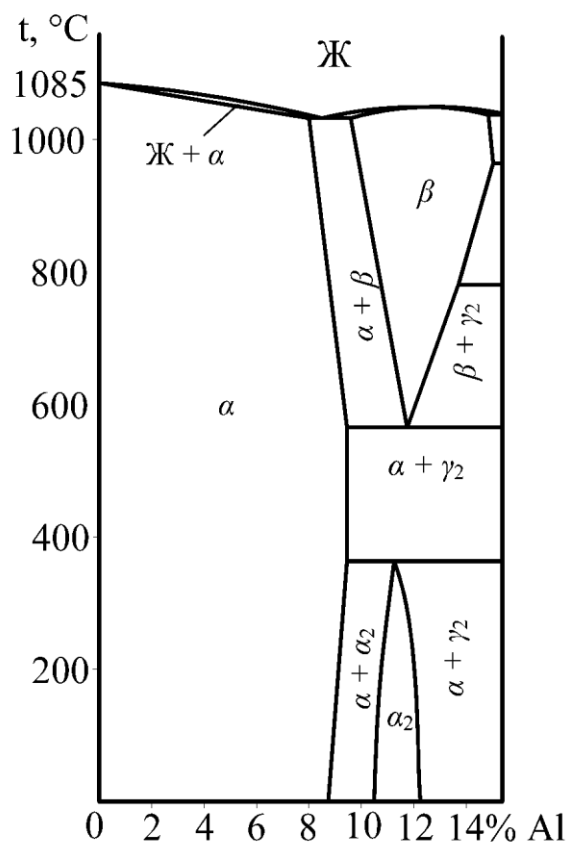


Рис. 6.4. Диаграмма состояния системы Cu-Al

Дополнительное легирование алюминиевых бронз железом (до 5,5 %), марганцем (до 2 %) и никелем (до 5,5 %) повышает их механические свойства; введение никеля, кроме того, увеличивает жаропрочность и сопротивляемость коррозии.

Алюминиевые бронзы применяют для изготовления нагруженных деталей, работающих в тяжелых условиях повышенного нагрева, износа и коррозионного воздействия среды. Из них изготавливают фрикционные шестерни, зубчатые колеса, втулки, краны, детали водяных и паровых турбин.

Кремнистые бронзы

Кремнистые бронзы обычно содержат до 3 % Si, часто их дополнительно легируют никелем или марганцем. Растворимость кремния в меди составляет

5,3 % при 842 °С. С понижением температуры растворимость уменьшается, на уменьшение растворимости существенно влияет добавка марганца.

Сравнительно небольшой интервал кристаллизации обеспечивает кремнистым бронзам хорошие литейные свойства. Их обычно используют в качестве заменителя оловянных бронз, например, бронза БрКЦ4-4 может заменять БрОЦС5-5-5. Уступая оловянной бронзе по величине усадки, она имеет более высокие механические свойства, плотность отливок и коррозионную стойкость.

Бронза БрКМц3-1 хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состоянии, неплохо сваривается, обладает высокими литейными свойствами. Она рекомендована в качестве заменителя оловянных бронз; в некоторых случаях может заменять дорогую бериллиевую бронзу.

Свинцовые бронзы

Свинец практически нерастворим в меди. После затвердевания сплав состоит из кристаллов меди, перемежающихся включениями свинца. Благодаря такой структуре бронза БрС30 имеет высокие антифрикционные свойства, что позволяет ее использовать взамен оловянных бронз для подшипников скольжения. Высокая теплопроводность бронзы БрС30 позволяет эффективно отводить тепло из зоны трения.

Свинцовая бронза имеет невысокие механические свойства ($\sigma_e = 70$ МПа, $\delta = 4$ %). Для повышения надежности вкладышей подшипников тонкий слой бронзы наплавляют на основу из стальной ленты.

Дополнительное повышение механических и антифрикционных свойств достигается легированием свинцовой бронзы небольшими добавками никеля и олова.

Бериллиевые бронзы

Медь образует с бериллием α -твердые растворы замещения с решеткой ГЦК, причем с понижением температуры растворимость бериллия в меди падает с 2,7 % при 886 °С до 0,2 % при 300 °С. Использование переменной растворимости позволяет достичь значительного упрочнения при термической обработке.

При нагреве бериллиевой бронзы, содержащей 2,0–2,5 % Ве, до 760–780 °С образуется однородный α -твердый раствор. После быстрого охлаждения эта структура сохраняется при комнатной температуре.

Закаленная бериллиевая бронза БрБ2 имеет малую прочность ($\sigma_s = 500$ МПа) при высокой пластичности ($\delta = 30$ %). В результате старения при 300–350 °С из пересыщенного α -твердого раствора выделяются дисперсные частицы γ -фазы (CuBe). Дисперсионное твердение резко увеличивает прочностные свойства: $\sigma_s = 1\,200$ МПа при $\delta = 4$ %. Упрочнению при старении способствует предварительный наклеп бронзы. После закалки, холодной пластической деформации с обжатием 30 % и старения прочность возрастает до $\sigma_s = 1\,400$ МПа при $\delta = 2$ %.

Благодаря более высокому уровню временного сопротивления и предела упругости бронзы БрБ2 по сравнению с другими медными сплавами бериллиевые бронзы находят применение для изготовления пружин, мембран, пружинящих контактов. Инструменты из бериллиевой бронзы не дают искр, поэтому их применяют в производстве взрывчатых веществ.

Бериллиевые бронзы хорошо сопротивляются коррозии, они технологичны при сварке и обработке резанием. В связи с высокой сопротивляемостью истиранию они используются для изготовления деталей, работающих на износ.

Широкое применение бериллиевых бронз ограничивается высокой стоимостью бериллия.

Химический состав и механические свойства некоторых бронз приведены в табл. 6.1 и 6.2.

Антифрикционные сплавы, припой, легкоплавкие сплавы

Антифрикционные сплавы

В машиностроении применяют как подшипники качения, так и подшипники скольжения. Подшипники скольжения применяют в виде вкладышей. Для их изготовления используют антифрикционные сплавы.

Основные требования, предъявляемые к антифрикционным сплавам, — низкие значения коэффициента трения со стальной поверхностью вала и высокая износостойкость подшипников. Для их удовлетворения необходимо, чтобы поверхности вала и вкладыша были разделены пленкой смазки. Высокие антифрикционные свойства обеспечиваются гетерогенной структурой сплава, состоящей из мягкой и пластичной основы и включений твердых частиц. Мягкая основа прирабатывается к валу и вместе с твердыми включениями образует оптимальный антифрикционный микрорельеф с пространством для удерживания смазочных материалов (так называемый принцип Шарпи).

Для повышения износостойкости вкладыши должны иметь высокие механические свойства и выдерживать достаточные удельные давления.

Антифрикционные материалы должны иметь высокую теплопроводность для хорошего отвода тепла от трущихся поверхностей. Для изготовления подшипников скольжения заливкой трущихся поверхностей заливаемые сплавы должны иметь низкую температуру плавления (но не настолько низкую, чтобы подшипники оплавились в процессе работы). Для подшипников скольжения используют чугунные вкладыши, бронзовые вкладыши и баббиты.

Чугунные вкладыши для подшипников являются наиболее дешевым антифрикционным материалом. Для этой цели используют высококачественные чугуны, имеющие перлитную основу и повышенное количество графита. Графит сам является смазкой и одновременно впитывает смазочные масла, тем самым дополнительно снижая коэффициент трения. Присутствие феррита в структуре недопустимо, так как при этом увеличивается износ подшипников. Чугунные вкладыши применяют для неответственных подшипников в тихоходных двигателях из-за сравнительно высокого коэффициента трения пары сталь-чугун (по сравнению с парами бронза сталь или баббит-сталь).

Бронзовые вкладыши применяют для подшипников более ответственного назначения, используемых в быстроходных двигателях, при высоких удельных давлениях и значительных динамических нагрузках.

Для изготовления бронзовых вкладышей применяют оловянные и свинцовые бронзы, например, марок БрОС8-12 (8 % Sn, 12 % Pb), БрОС5-25 (5 % Sn, 25 % Pb), БрС30 (30 % Pb). В оловянных бронзах твердый раствор применяется в качестве мягкой основы (на шлифе он имеет вид темных овальных дендритов), а $(\alpha + \beta)$ -эвтектоид (светлые участки) — твердых включений.

В чисто свинцовой бронзе БрС30 (70 % Cu, 30 % Pb) получают мягкую медную основу с еще более мягкими включениями свинца, так как свинец совершенно не растворим в меди. Такие антифрикционные сплавы характеризуются высокими значениями предела выносливости, пластичности и теплопроводности.

Недостатком бронз является их высокая стоимость и сравнительно невысокая механическая прочность. Поэтому их иногда наплавляют на стальную ленту. Наплавку производят в защитной атмосфере. Специальные подшипниковые сплавы — баббиты — имеют минимальный коэффициент трения со ста-

лю, хорошо прирабатываются к валу и легко удерживают смазку: благодаря вязкой основе они легко поглощают посторонние твердые частицы, не образуя задиров вала.

Обычно применяют баббиты на оловянной либо на свинцовой основе (табл. 6.3).

Таблица 6.3

Химический состав, %, и назначение баббитов (ГОСТ 1320-74)

Марка баббита	Содержание, %					Условия работы и назначение
	Sn	Sb	Cu	Pb	Прочие	
Б88	Ост.	7,3–7,8	2,5–3,5	–	–	Большие скорости и высокие динамические нагрузки. Подшипники для быстроходных и среднеоборотных дизелей
Б83	Ост.	10–12	5,5–6,5	–	–	Большие скорости и средние нагрузки. Подшипники турбин малооборотных дизелей, гребных валов
Б83С	Ост.	9–11	5–6	1,0–1,5	–	Большие скорости и средние нагрузки. Подшипники турбин малооборотных двигателей, гребных валов
БН	9–11	13–15	1,5–2,0	Ост.	0,1–0,7 Cd 0,1–0,5 Ni 0,5–0,9 As	Средние скорости и средние нагрузки. Подшипники компрессоров
Б16	15–17	15–17	1,5–2,0	Ост.	–	Моторно-осевые подшипники электровозов, путевых машин, детали паровозов
БС6	5,5–6,5	5,5–6,5	0,1–0,3	Ост.	–	Подшипники автотракторных двигателей

Наилучшими антифрикционными и механическими свойствами обладают оловянные баббиты.

Для более легких условий работы применяют баббиты, у которых значительная часть олова заменена свинцом. Например, баббит Б16 имеет меньшую

пластичность и как более хрупкий материал не может использоваться для высоконагруженных машин.

Антифрикционные и механические свойства баббитов можно повысить за счет введения добавок никеля, кадмия и мышьяка.

Для подшипников подвижного состава железнодорожного транспорта широко применяют кальциевые баббиты типа БК. Сплав БКА на основе свинца содержит 0,95–1,15 % Са, 0,7–0,9 % Na. Мягкой составляющей такого баббита является α -твердый раствор Са и Na в свинце, а твердой — кристаллы Pb_3Ca . Дополнительно вводимые в сплав небольшие добавки Al, Mg и Sn способствуют упрочнению твердого раствора.

Микроструктура кальциевых баббитов состоит из темной основы α -твердого раствора и светлых твердых включений кристаллов Pb_3Ca .

Подшипниковые вкладыши из-за низкой прочности баббита изготавливают либо штамповкой из биметаллической ленты баббит-сталь, либо заливкой центробежным способом или литьем под давлением в более прочный стальной, чугунный или бронзовый корпус.

Припои

Сплавы, применяемые для пайки металлов, называют припоями. Припои должны обладать сравнительно невысокой температурой плавления и в расплавленном состоянии хорошо смачивать паяемый материал.

Припои бывают двух видов: мягкие и твердые. Мягкие оловянные припои имеют низкую температуру плавления (200–300 °С) и обеспечивают лишь герметичность спая без высоких механических свойств ($\sigma_s = 50–70$ МПа). Из-за низкой прочности соединения паяная деталь не должна подвергаться высоким механическим нагрузкам. В качестве мягких припоев чаще всего применяют сплавы свинца и олова, обозначаемые ПОС-60, ПОС-40, ПОС-30, где цифры указывают на содержание олова в процентах.

ПОС-60, в производстве обычно называемый третником, из мягких припоев является наиболее легкоплавким. Его температура плавления составляет около 185 °С.

Кроме оловянно-свинцовых мягких припоев, применяют оловянно-цинковые, содержащие 40, 60, 90 % Sn (марки ПОЦ-40, ПОЦ-60, ПОЦ-90). Они имеют более высокую прочность по сравнению с оловянно-свинцовыми припоями.

Твердые припои имеют высокую температуру плавления, их применение для пайки сложнее, но спай имеет значительно более высокие механические свойства. При пайке медных сплавов свойства припоев близки к свойствам основного металла. В качестве твердых припоев используют латуни Cu-Zn или сплавы Cu-Zn-Ag — так называемые серебряные припои с температурой плавления около 800 °С. Серебряные припои маркируют буквами ПСр и цифрой, показывающей среднее содержание серебра в процентах, например ПСр-25, ПСр-50.

Легкоплавкие сплавы

К легкоплавким относят сплавы с температурой плавления ниже температуры плавления их основной составляющей — олова (232 °С). В их состав входят металлы с низкой температурой плавления: Pb, Cd, Bi, Zn, образующие с оловом многокомпонентные эвтектики.

Маркируются легкоплавкие сплавы буквой Л и цифрой, показывающей температуру плавления сплава в градусах Цельсия: Л199 (Sn — 8,9 % Zn), Л130 (52 % Sn, 30 % Pb, 13 % Cd, 5 % Bi). Широко известен сплав Вуда на основе висмута Л68 (12,5 % Sn, 25,0 % Pb, 12,5 % Cd, 50,0 % Bi), названный по имени его изобретателя американского химика и археолога Б. Вуда.

Легкоплавкие сплавы используют в качестве предохранителей, особо легкоплавких припоев, моделей для пластмассовых отливок сложной формы. Сплав Вуда — в качестве материала для изготовления слепков.

Алюминий и его сплавы

Основные свойства алюминия

Практически нет ни одной отрасли машиностроения, в которой бы не использовали в той или иной мере алюминиевые сплавы. Их применяют в строительных конструкциях, судостроении, железнодорожном и автомобильном транспорте, летательных аппаратах, нефтяном и химическом машиностроении, электротехнике и т.д.

Из алюминиевых сплавов изготавливают самые разнообразные детали холодильной и криогенной техники. Их применяют для производства хранилищ и емкостей для транспортировки жидких газов: кислорода, азота, водорода и гелия, не говоря уже об установках сжижения и хранения природного газа.

Алюминиевые сплавы используют в качестве материала для ректификационных колонн и трубных систем.

Алюминиевые сплавы находят широкое применение для криогенного оборудования, используемого в космосе. Из них изготавливают баки для жидкого кислорода и водорода диаметром 6,5 м и более, баллоны для сжатого гелия.

Из всех легких металлов алюминий характеризуется наибольшим объемом производства, занимающим в мировой промышленности второе место после производства стали.

До конца 80-х гг. XIX в. алюминий почти не производился и был немногим дешевле золота. Сохранилось описание банкета, данного Наполеоном III, на котором только гости королевской крови были удостоены чести есть алюминиевыми ложками и вилками. Остальные пользовались обычными золотыми и серебряными приборами.

В 1886 г. американский студент Чарльз Холл (*Charles Hall*) и молодой французский инженер Поль Эру (*Paul Héroult*) разработали современный способ производства алюминия электролизом криолитно-глиноземного расплава. После этого производство алюминия стало расти, а цена его начала резко падать.

Алюминий кристаллизуется в гранцентрированной решетке с периодом $a = 0,4041$ нм, не имеет полиморфных превращений, обладает малой плотностью ($2,7$ г/см³), низкой температурой плавления (660 °С), высокой электро- и теплопроводностью, низкой прочностью ($\sigma_s = 100$ МПа) и высокой пластичностью ($\delta = 35$ %), а также высокой коррозионной стойкостью. Хорошая коррозионная стойкость алюминия обусловлена образованием на его поверхности тонкой, но плотной пленки оксида Al_2O_3 , предохраняющей металл от дальнейшего окисления. Удельный объем оксида и металла близки между собой. Поэтому оксидная пленка обладает хорошим сцеплением с металлом и малопроницаема для всех газов. Благодаря защитному действию пленки алюминий имеет высокую коррозионную стойкость в атмосфере и в среде многих органических кислот. В едких щелочах алюминий быстро растворяется. Чем меньше примесей содержит алюминий, тем выше его коррозионная стойкость.

В алюминии присутствуют постоянные примеси железа, кремния, меди, цинка, марганца, титана. В первичном алюминии высокой чистоты марок А995, А99, А98, А97, А95 их суммарное содержание не превышает от 0,005 до 0,05 % (ГОСТ 11069-2001). Алюминий технической чистоты А85, А8, А7, ..., А0 содержит примесей соответственно от 0,15 до 1 % (табл. 6.4). Его используют в электротехнике, а высокой чистоты — для изготовления конденсаторной фольги толщиной 6–7 мкм. С уменьшением содержания примесей пластичность возрастает, а прочность падает. Так отожженный алюминий высокой чистоты

имеет $\sigma_s = 50$ МПа, а $\delta = 50$ %. Пластическая деформация повышает прочность и твердость алюминия (табл. 6.5). Микроструктура алюминия представляет собой однородные крупные кристаллы полиэдрической формы, по границам которых видны овальной формы кристаллы алюминида $FeAl_3$, и в виде мелких точек кристаллы Si.

Таблица 6.4

Химический состав некоторых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Массовая доля элементов, %						
	Al	Cu	Mg	Zn	Mn	Si	Другие элементы
АД1	$\geq 99,30$	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$	$\leq 0,10$	$\leq 0,025$	$\leq 0,30$	$\leq 0,30$ Fe $\leq 0,15$ Ti
Д1	Остальное	3,5–4,8	0,4–0,8	0,3	0,4–1,0	0,2–0,8	$\leq 0,7$ Fe $\leq 0,15$ Ti $\leq 0,1$ Cr
Д16	Остальное	3,8–4,9	1,2–1,8	0,25	0,3–0,9	0,5	$\leq 0,5$ Fe $\leq 0,15$ Ti $\leq 0,1$ Cr
В95	Остальное	1,4–2,0	1,8–2,8	5–7	0,2–0,6	0,5	$\leq 0,5$ Fe $\leq 0,05$ Ti Cr = 0,1–0,25 $\leq 0,1$ Ni
АМг6	Остальное	0,1	5,8–6,8	0,2	0,5–0,8	$\leq 0,4$	$\leq 0,4$ Fe Ti = 0,02–0,1 Be = 0,0002–0,005
АЛ2	Остальное	$\leq 0,6$	$\leq 0,1$	$\leq 0,3$	$\leq 0,5$	10–13	$\leq 1,5$ Fe
ПС-12	Остальное	0,8–1,2	0,6–1	–	–	10–14	Ni = 2–3 $\leq 0,7$ Fe

Таблица 6.5

Механические характеристики некоторых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Механические свойства			Состояние
	Предел прочности σ_b , МПа	Твердость НВ, МПа	Относительное удлинение δ , %	
АД1	60	170–250	20	Отжиг Нагартованное
	100	270–320	6	
Д1А	145–235	≥ 450	≥ 12	Отжиг (350–430) °С Закалка (495–510) °С и ЕС
	375	1 100	15	
Д16	145–235	≥ 450	10	Отжиг (350–430) °С Закалка (495–505) °С и ЕС
	440	1 150	10–13	

Марка сплава	Механические свойства			Состояние
	Предел прочности σ_b , МПа	Твердость НВ, МПа	Относительное удлинение δ , %	
В95	≤ 245 470–480	≥ 450 1 500	10 6–7	Отжиг (350–430) °С Закалка (465–475) °С и ИС при 140 °С 16 ч
АМг6	305–315 380	650–700 1 000	15 6	Отжиг Нагартованное
АЛ2	137–147 180	500 500	1–3 6–7	Литье После модифицирования
ПС-12	120–200	800–1 000	2	Литье

Классификация алюминиевых сплавов

Из-за низкой прочности технический алюминий применяется для изготовления малонагруженных элементов конструкций. Широкое применение в качестве конструкционных материалов имеют сплавы на основе алюминия.

Все алюминиевые сплавы можно разделить на три группы:

- 1) деформируемые, предназначенные для получения поковок, штамповок, проката, труб;
- 2) литейные сплавы;
- 3) сплавы, получаемые методом порошковой металлургии (спеченные алюминиевые порошки (САП) и сплавы (САС)).

Основными легирующими элементами в деформируемых алюминиевых сплавах являются Cu, Zn, Mg, Mn. В условиях равновесия сплавы представляют собой равновесный твердый раствор с выделениями интерметаллидных фаз типа CuAl_2 (Θ -фаза), Al_2CuMg (S-фаза), Al_6CuMg_4 (T-фаза) и др.

Как уже было сказано выше, постоянными примесями в алюминии являются железо и кремний. Обе примеси практически нерастворимы в алюминии. При одновременном их присутствии появляется новая фаза тройного химического соединения $\text{Al} - \text{Fe} - \text{Si}$. Это соединение выделяется по границам зерен и снижает пластичность алюминия.

Предельное содержание примесей Fe и Si в деформируемых алюминиевых сплавах должно составлять не более 0,5 %. Дополнительное снижение содержания Fe и Si в алюминиевых сплавах от 0,5 до 0,15 и 0,1 % соответственно принято для полуфабрикатов из высокопрочных сплавов Д16 и В95 для современных пассажирских и транспортных самолетов. Сплавы повышенной чистоты имеют характеристики трещиностойкости на 30 % выше, чем обычные сплавы. Количество циклов до разрушения при малоцикловогой усталости возрастает

от 100 до 140 килоциклов, а скорость роста усталостной трещины уменьшается с 7,0 до 2,7 мм/цикл.

Для обозначения алюминиевых сплавов принята смешанная буквенная и буквенно-цифровая маркировка. В отличие от маркировки сталей и медных сплавов она несколько бессистемна. В сплавах АМц буквы Мц обозначают марганец, сплавы типа магналиев обозначают АМг (Al — Mg). Буква Д обозначает сплавы типа дуралюминий (от нем. *Düren* — город, где было начато промышленное производство сплава, и алюминий). Буквы АД в начале марки означают технический алюминий, буквы АК — алюминиевый ковочный сплав. Буква В в начале марки означает высокопрочный алюминиевый сплав.

Состояние полуфабрикатов из деформируемых сплавов обозначается буквенно-цифровой маркировкой: М — мягкий, отожженный; Т — закаленный и естественно состаренный; Т1 — закаленный и искусственно состаренный; Н — нагартованный; П — полунагартованный; Н1 — усиленно нагартованный (нагартовка листов примерно на 20 %); ТН — закаленный, естественно состаренный, нагартованный; ТН1 — закаленный, нагартованный и искусственно состаренный; ТНН1 — закаленный, нагартованный на 15–20 % и искусственно состаренный.

Условные обозначения видов термообработки литейных сплавов: Т1 — старение; Т2 — отжиг; Т3 — закалка; Т4 — закалка и естественное старение; Т5 — закалка и неполное искусственное старение; Т6 — закалка и полное искусственное старение до максимальной твердости; Т7 — закалка и стабилизирующий отпуск; Т8 — закалка и смягчающий отпуск. На способ литья указывают буквы: З — в землю; О — в оболочковые формы; В — по выплавляемым моделям; К — в кокиль; Д — под давлением. Буква М обозначает, что сплав при литье подвергается модифицированию.

Схема типовой диаграммы алюминий-легирующий элемент приведена на рис. 6.5. В соответствии с диаграммой состояния алюминиевые сплавы по технологическим свойствам подразделяются на деформируемые и литейные сплавы. Точка *K* соответствует предельной растворимости легирующего элемента в алюминии при эвтектической температуре.

Сплавы левее точки *K* имеют при нагреве однофазную структуру α -твердого раствора, высокую пластичность и низкую прочность. Поэтому сплавы этого типа легко обрабатываются давлением и относятся к категории деформируемых сплавов. В свою очередь, деформируемые сплавы бывают двух типов: I — не упрочняемые термической обработкой и II — упрочняемые термической обработкой.

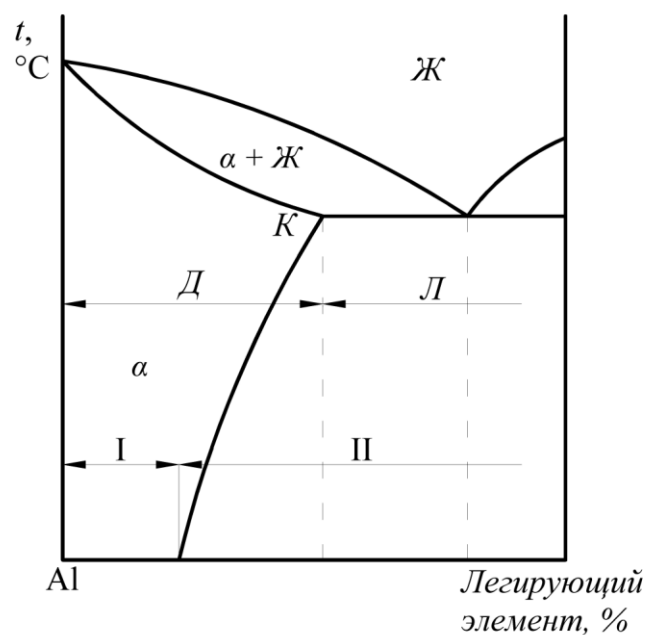


Рис. 6.5. Типовая диаграмма состояния сплавов алюминий-легирующий элемент (схема): *Д* — деформируемые сплавы; *Л* — литейные сплавы; *И* — сплавы, неупрочняемые термической обработкой; *II* — сплавы, упрочняемые термической обработкой

В деформируемых алюминиевых сплавах, не упрочняемых термической обработкой, содержание легирующих элементов меньше предела насыщения твердого раствора при комнатной температуре. В термически упрочняемых алюминиевых сплавах содержание легирующих элементов превышает их равновесную концентрацию.

Сплавы, по содержанию легирующего элемента находящиеся правее точки *К*, имеют структуру, состоящую из α -твердого раствора и эвтектики. Они плохо деформируются, но благодаря наличию эвтектики обладают хорошими литейными свойствами: жидкотекучестью и высокой концентрацией литейной пористости. Наилучшая жидкотекучесть наблюдается у сплавов, кристаллизующихся при постоянной температуре (эвтектические сплавы).

Характер литейных пор зависит от ширины температурного интервала кристаллизации, хотя общий объем пор остается постоянным или плавно меняется. Чем меньше интервал кристаллизации, тем концентрированнее усадочная раковина, выводимая в прибыльную часть, и соответственно плотнее металл самой отливки. Однако при чрезмерно большом количестве эвтектической составляющей ухудшаются механические свойства сплава.

Состав и свойства некоторых российских алюминиевых сплавов приведены в табл. 6.4 и 6.5.

Деформируемые сплавы, неупрочняемые термообработкой

К деформируемым термически не упрочняемым сплавам относятся сплавы алюминия с магнием (типа АМг) и с марганцем (типа АМц).

Деформируемый термически неупрочняемый сплав АМгб относится к группе магналиев на основе системы Al-Mg (рис. 6.6, табл. 6.4). Максимальная растворимость магния в алюминии составляет 17,4 % при 450 °С и 1,9 % — при комнатной температуре (рис. 6.6). Несмотря на переменную растворимость β -фазы (Al_3Mg_2) в α -твердом растворе термоупрочняются магналии лишь при содержании более 7–8 % Mg. Он увеличивает прочность, уменьшает удельную массу сплава, мало изменяет пластичность. Однако, начиная с 12–14 % Mg, пластичность резко падает, происходит снижение модуля упругости.

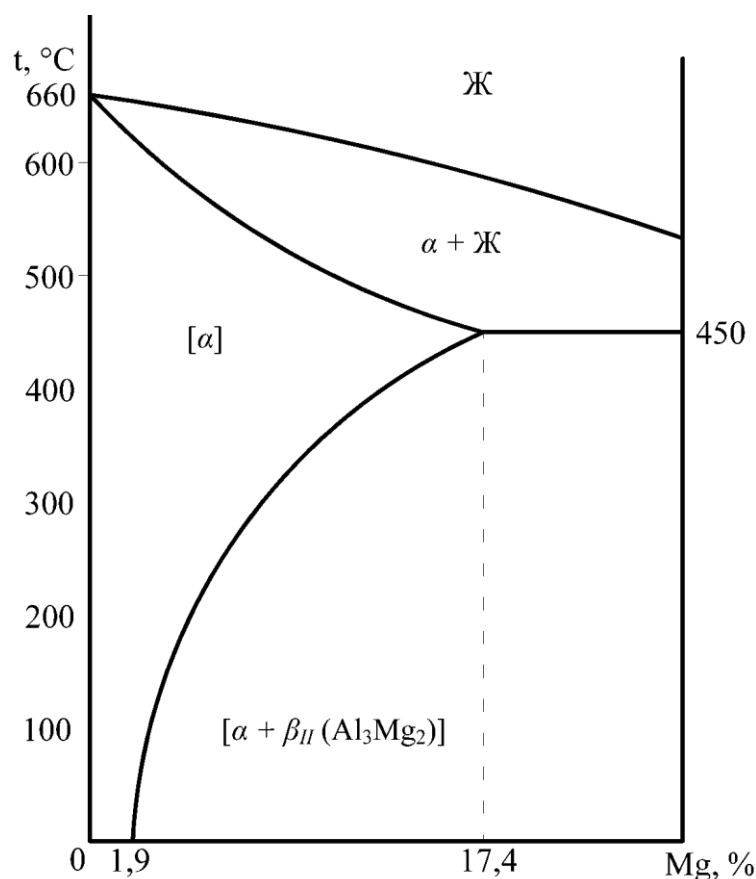


Рис. 6.6. Диаграмма состояния системы Al-Mg

Для улучшения свойств АМгб и других марок магналиев в них вводят марганец, хром, цирконий или титан, бериллий. Марганец и хром упрочняют

сплавы. Титан и цирконий устраняют укрупнение зерна. Бериллий предохраняет от окисления при нагревах в процессе плавки, сварки, прокатки, штамповки.

Сплавы типа АМг применяют в отожженном (мягком), нагартованном и полунагартованном состояниях. С помощью пластической деформации характеристики сплавов повышают на 10–40 %. Например, у наклепанного АМг предел текучести в 1,5–2 раза выше, чем у отожженного. Однако после сварки нагартованных сплавов их механические свойства снижаются до уровня отожженных. Этот недостаток устраняют проковкой (наклепом) околошовной зоны, либо химико-термической обработкой.

Отжиг сплавов системы Al-Mg — единственный вид их термической обработки, выполняемый при температурах 350–500 °С. При повышенных температурах отжига интерметаллидные фазы коагулируют, происходит рекристаллизация нагартованного металла, сплав приобретает максимальную пластичность.

Микроструктура АМгб, как видно из диаграммы (рис. 6.6), в литом и отожженном состояниях состоит из α -твердого раствора магния и марганца в алюминии, по границам которого рассредоточены компактные включения β -фазы (Al_3Mg_2). Примесь кремния образует с магнием силицид Mg_2Si , выделившийся по границам зерен твердого раствора в виде темных разветвленных, скелетных кристаллов. Присутствует алюминид $FeAl_3$, а также возможно наличие составляющей сложного химсостава (Al, Fe, Mn, Si). В деформированных полуфабрикатах фаза β (Al_3Mg_2) отсутствует. Она во время гомогенизации слитка полностью переходит в α -раствор, а силицид Mg_2Si растворяется лишь частично.

К деформируемым термически неупрочняемым сплавам относятся и системы на основе Al-Mn (АМц).

Сплавы типа АМг (АМг1, АМг2, АМг3, АМгб и др.) сочетают удовлетворительную прочность с высокой пластичностью, коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью. Неплохо деформируются как в горячем, так и в холодном состояниях. Более легированные сплавы (АМг5, АМгб) деформируются хуже, а при длительном нагреве на 60–70 °С склонны к коррозии под напряжением и межкристаллитной. Магналии широко применяют для сварных и клепаных мало- и средненагруженных конструкций. Из АМгб и АМг5 изготовлены элементы рам и кузовов некоторых опытных грузовых вагонов. Сплавы систем АМг и АМц используют для радиаторов автомобилей и тракторов, трубопроводов, емкостей, корпусов и палубных надстроек речных и морских судов, узлов подъемных кранов, дверей, перегородок в комнатах, заклепок и др.

Для повышения стойкости против коррозии под напряжением и межкристаллитной коррозии магналии анодируют.

Деформируемые сплавы, упрочняемые термообработкой

Широкое распространение получили деформируемые сплавы, упрочняемые термообработкой. Примером деформируемых термоупрочняемых алюминиевых сплавов являются сплавы алюминия с медью. Из диаграммы состояния Al-Cu (рис. 6.7) видно, что максимальная растворимость меди в твердом алюминии составляет 5,7 % при 548 °С. При понижении температуры растворимость падает, составляя 0,2 % при 20 °С. Наличие линии переменной растворимости показывает возможность упрочнения сплава путем закалки и старения. В литом состоянии микроструктура сплавов состоит из α -раствора и интерметаллидов CuAl_2 . При нагреве под закалку происходит растворение избыточных интерметаллидных фаз. Быстрое охлаждение фиксирует пересыщенный твердый раствор в сплавах, содержащих до 5,7 % Cu. В закаленных сплавах с содержанием меди более 5,7 % в структуре, помимо пересыщенного твердого раствора, будут присутствовать нерастворенные при нагреве кристаллы CuAl_2 . Закалка должна проводиться со скоростью, предотвращающей распад пересыщенного твердого раствора. Закалку обычно проводят в воде. Сразу после закалки сплавы имеют невысокую прочность и обладают способностью пластической деформации. Закаленные детали можно подвергать различным технологическим деформирующим операциям: гибке, отбортовке, расклепке заклепок.

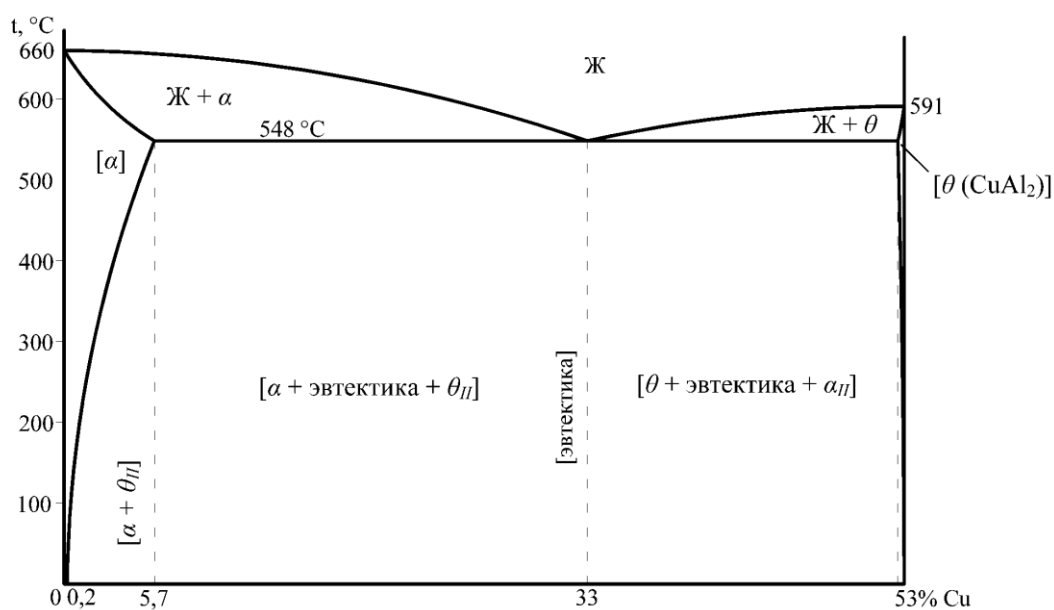


Рис. 6.7. Диаграмма состояния системы Al — Cu

Для дальнейшего упрочнения сплавы подвергают естественному (ЕС) в течение нескольких суток или искусственному старению (ИС) при температуре около 150 °С в течение 10–24 ч. Более эффективно естественное старение. В этом случае сплавы имеют более высокую пластичность и менее чувствительны к концентраторам напряжений.

В начальный период старения образуются зоны повышенной концентрации меди, так называемые зоны Гинье — Престона (ГП) (*Guinier — Preston (G-P) zone*). В этот период атомы меди еще не выделяются из раствора. В зонах повышенной концентрации меди кристаллическая решетка искажена, в кристалле возникают большие напряжения, что увеличивает твердость и прочность металла. При дальнейшем развитии старения зоны Гинье — Престона увеличиваются, а затем происходит выделение мельчайших частиц интерметаллидов, которые впоследствии коагулируют. Процесс образования зон Гинье — Престона и достижение стадии так называемого предвыделения приводит к максимальному упрочнению.

Наиболее распространенными деформируемыми алюминиевыми сплавами являются дуралюмины. Они содержат, %: 2,5–5 Cu, 0,4–1,8 Mg, 0,4–0,9 Mn. Медь и магний вводят в сплав для его упрочнения, марганец усиливает упрочняющий эффект и повышает его коррозионную стойкость. Наибольшее упрочнение достигается после старения.

Дуралюмин, по составу примерно соответствующий современному сплаву Д1, был изобретен немецким ученым А. Вильмом, первая работа которого опубликована в 1906 г. Явление естественного старения сплава было открыто Вильмом случайно и в начале не имело научного обоснования.

В дуралюминах системы Al-Cu-Mg могут образовываться или двойные соединения CuAl_2 (θ -фаза) и Al_3Mg_2 , или тройные Al_2MgCu (так называемая фаза *S*) и Al_6CuMg_6 (фаза *T*). С увеличением содержания меди в сплавах возрастает количество θ -фазы, оказывающей основное упрочняющее действие (дуралюмин Д1). Увеличение содержания магния приводит к росту количества фазы *S* и дополнительному повышению прочности (дуралюмин Д16).

Достоинством дуралюминов является высокая удельная прочность, благодаря чему они относятся к числу широко применяемых материалов в самолетостроении, для изготовления лопастей воздушных винтов, шпангоутов, тяг управления и др. Дуралюмины используют во многих отраслях техники. Их также применяют для кузовов грузовых автомобилей, для строительных конструкций, в пищевой и холодильной промышленности для изготовления емко-

стей, тестомесильных аппаратов, сепараторов, поплавок камер, арматуры, трубопроводов и т.д.

Дуралюмины имеют пониженную коррозионную стойкость. Для повышения коррозионной стойкости листы дуралюмина плакируют, т.е. покрывают слоем чистого алюминия и производят совместную прокатку листов. Алюминий, толщина слоя которого составляет 2–5 %, сваривается с основным металлом и защищает его от коррозии.

Для повышения коррозионной стойкости деталей из дуралюминов их также подвергают анодной поляризации в 10 %-ном растворе серной кислоты. Выделяющийся кислород способствует образованию на поверхности дуралюминовой детали оксидной пленки, предохраняющей ее от окисления.

Деформируемые алюминиевые сплавы на Al-Zn-Mg-Cu основе (типа В95, В96) имеют наиболее высокую прочность среди всех алюминиевых сплавов $\sigma_s = 600\text{--}750$ МПа, но невысокую пластичность $\delta = 7\text{--}10$ %. Эффект старения в этих сплавах наиболее высок. Он достигается за счет выделения дисперсных фаз *M* (MgZn_2) и *T* (AlZnMg). При высоком содержании цинка медь не участвует в старении, сохраняется в пересыщенном твердом растворе, повышая относительное удлинение и коррозионную стойкость. Сплавы этой системы легирования используются в самолетостроении для тяжело нагруженных деталей.

Для повышения сопротивления разрушению при малоцикловых нагрузках, являющегося важнейшей характеристикой надежности авиационных материалов, необходимо повышение дисперсности вторичных частиц алюминидов, выделяющихся при старении.

Высокопрочные алюминиевые сплавы марок Д16 (Al-Cu-Mg) и В95 (Al-Zn-Mg-Cu) в течение многих десятилетий используются в авиастроении. Повышению их трещиностойкости способствовало снижение предельного содержания вредных примесей Fe и Si от 0,50 до 0,15 и 0,1 % соответственно. Долговечность (количество циклов до разрушения) возросла от 100 до 165 кциклов, а скорость роста трещины уменьшилась с 6,0 до 2,5 мм/кцикл. Однако дальнейшее повышение чистоты сплавов представляет сложности как по техническим, так и по экономическим соображениям.

Дальнейшее повышение ресурса высокопрочных алюминиевых сплавов может быть достигнуто совместным легированием малыми добавками скандия и циркония. Высокое сопротивление разрушению при испытании на малоцикловую усталость обусловлено образованием мелкодисперсных частиц

$Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ сферической формы, полностью когерентных матрице. Наличие таких частиц препятствует распространению усталостных трещин.

Литейные алюминиевые сплавы

Литейные сплавы должны обладать высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию горячих трещин и пористости. Для обеспечения высокого уровня литейных свойств необходим минимальный эффективный интервал кристаллизации. Наиболее высокие литейные свойства имеют сплавы с эвтектической структурой. Наиболее распространенными литейными сплавами являются сплавы алюминия с высоким содержанием кремния (более 5 %), называемые силуминами.

На рис. 6.8 приведена диаграмма состояния алюминий-кремний. Силумины имеют состав, близкий к эвтектическому, и поэтому обладают высокими литейными свойствами. Широкое распространение получил силумин марки АК12 (АЛ2), содержащий 10–13 % кремния, обладающий высокой коррозионной стойкостью. Его структура состоит из α -твердого раствора и эвтектики $\alpha + Si$. Прочность силумина невелика: $\sigma_b = 180$ МПа, $\sigma_{0,2} = 80$ МПа, $\delta = 7$ %.

При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют доэвтектические силумины с 4–10 % Si и добавками небольших количеств Zn, Cu, Mg, Mn.

С целью получения беспористых высококачественных отливок на заводах авиационной металлургии используют разработанный академиком А. А. Бочваром метод кристаллизации под давлением.

Кроме силуминов применяют литейные сплавы, легированные медью и магнием. Они имеют несколько худшие литейные свойства, но более высокие механические характеристики, в том числе при повышении температуры. Эти сплавы могут подвергаться термической обработке.

Повышение механических свойств силуминов достигают модифицированием щелочными металлами (натрием, литием, стронцием) либо ускоренным охлаждением при кристаллизации. Добавка 0,01 % натрия в жидкий сплав вызывает смещение эвтектической точки в область более высоких концентраций кремния и к измельчению его кристаллов (рис. 6.8). Обычно натрий добавляют в виде смеси солей $1/3 NaCl + 2/3 NaF$. Чтобы в сплаве осталось 0,01 % Na в расплав вводят 2–3 % указанной модифицирующей смеси. Сплав становится доэвтектическим, в структуре исчезают пластинки первичных кристаллов кремния, появляются первичные кристаллы α -твердого раствора, эвтектика

принимает более дисперсное строение. В качестве модифицирующих добавок применяют также иттрий, цирконий, бор, титан. Чем больше содержание кремния в сплаве, тем сильнее эффект модифицирования. Силумины, содержащие менее 5 % Si, практически не модифицируют.

Микроструктура сплава АЛ2 до модифицирования состоит из первичных игольчатой (пластинчатой) формы избыточных кристаллов кремния, эвтектики ($\alpha + 12,6\% \text{ Si}$) и нерастворимых железосодержащих фаз. После модифицирования — первичные кристаллы (дендриты) α -твердого раствора + эвтектика + FeAl_3 .

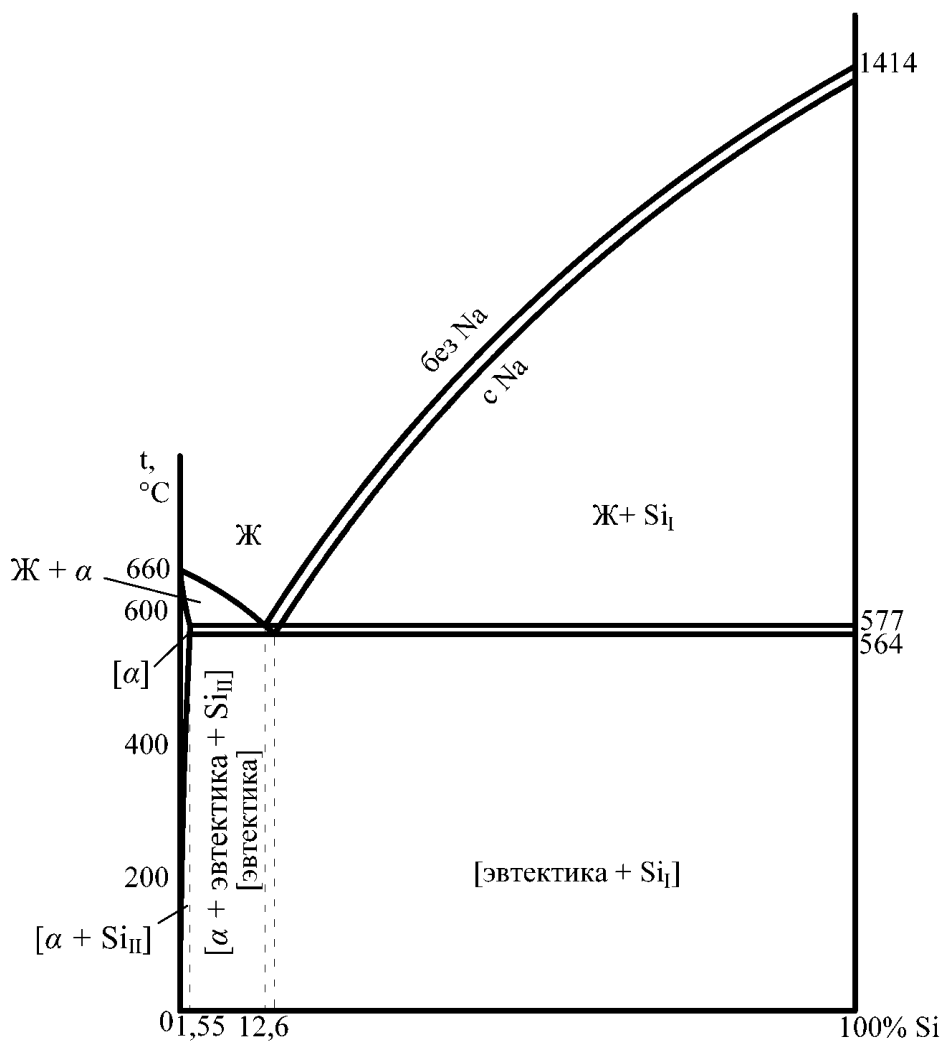


Рис. 6.8. Диаграмма состояния системы Al-Si

Титан и его сплавы

Основные свойства титана

Титан широко распространен в земной коре, где его содержится около 0,6 %, а по распространенности он занимает четвертое место после алюминия,

железа и магния. Однако промышленный способ его извлечения был разработан лишь в 40-х гг. XX в. Благодаря прогрессу в области самолето- и ракетостроения производство титана и его сплавов интенсивно развивалось. Если в 1947 г. в мире производили менее 3 т титана, то в конце века — около 100 тыс. т. Рост производства объясняется сочетанием таких ценных свойств титана, как малая плотность, высокая удельная прочность, коррозионная стойкость, технологичность при обработке давлением и свариваемость, хладостойкость, высокая стойкость против солнечной радиации, немагнитность и ряд других ценных физико-механических характеристик.

Титан — металл серебристо-белого цвета, имеющий малую плотность ($4,5 \text{ г/см}^3$). Температура плавления титана ($1\ 668 \pm 4$) °С в зависимости от степени его чистоты.

Титан имеет две полиморфные модификации: α -титан с гексагональной плотноупакованной решеткой с периодами $a = 0,296$ нм, $c = 0,472$ нм и высокотемпературную модификацию β -титан с кубической объемно-центрированной решеткой с периодом $a = 0,332$ нм при 900 °С. Температура полиморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения составляет 882 °С.

Механические свойства титана существенно зависят от чистоты металла от примесей. Различают примеси внедрения — кислород, азот, углерод, водород и примеси замещения, к которым относятся железо и кремний. Хотя примеси повышают прочность, но одновременно они резко снижают пластичность, причем наиболее сильное отрицательное действие оказывают примеси внедрения, особенно газы. При введении всего лишь 0,03 % H_2 , 0,2 % N_2 или 0,7 % O_2 титан полностью теряет способность к пластическому деформированию и хрупко разрушается.

Технически чистый титан марки ВТ1-1 содержит не более, %: 0,30 Fe, 0,12 Si, 0,08 C, 0,15 O, 0,05 N, 0,012 H. По прочности и пластичности ВТ1-1 не уступает ряду углеродистых и хромоникелевых коррозионностойких сталей: $\sigma_s = 450\text{--}600$ МПа; $\sigma_{0,2} = 380\text{--}500$ МПа; $\delta > 25$ %; $\psi > 50$ %. При понижении температуры от комнатной до криогенных прочностные свойства растут при сохранении высокого уровня пластичности (табл. 6.6).

Механические свойства титана ВТ1-1 при криогенных температурах

Температура, К	σ_s , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
293	520	400	24	59
77	990	750	44	68
20	1 280	900	29	64
4,2	1 210	870	35	58

Чистый титан с малым содержанием водорода (менее 0,002 %) не обладает хладноломкостью при прочности $\sigma_s = 1\,300$ МПа и сохраняет высокую пластичность даже при температуре жидкого гелия.

По удельной прочности в интервале температур 300–600 °С сплавы титана не имеют себе равных; при температуре ниже 300 °С они уступают алюминиевым сплавам, а выше 600 °С — сплавам на основе железа и никеля.

Титан имеет низкий модуль нормальной упругости ($E = 112$ ГПа), почти в два раза меньший, чем у железа и никеля, что затрудняет изготовление жестких конструкций. Для повышения жесткости приходится увеличивать толщину деталей и их массу.

Хотя титан относится к числу химически активных металлов, он обладает высокой коррозионной стойкостью, так как на его поверхности образуется стойкая пассивная пленка TiO_2 , прочно связанная с основным металлом и исключая его непосредственный контакт с электролитом. Оксидная пленка на титане возникает при окислении на воздухе, анодном окислении и самопассивации его не только в сильно окислительных, но и в слабокислых и нейтральных растворах. Толщина оксидной пленки, образующейся на титане после длительного пребывания на воздухе, обычно достигает 5–6 нм.

Благодаря оксидной пленке титан и его сплавы не корродируют в атмосфере, пресной и морской воде, устойчивы против кавитационной коррозии и коррозии под напряжением, а также в кислотах органического происхождения.

Производство изделий из титана и его сплавов имеет ряд технологических особенностей. Из-за высокой химической активности расплавленного титана его выплавку, разливку и дуговую сварку производят в вакууме или в атмосфере инертных газов.

Сплавы титана имеют несколько меньшую жаропрочность, чем специальные стали. Рабочая температура их использования не более 500–550 °С.

При превышении этой температуры титан и его сплавы легко окисляются и интенсивно поглощают газы.

При технологических и эксплуатационных нагревах необходимо принимать меры для защиты титана от газонасыщения. Кроме газов, вредной примесью для титана является углерод, образующий карбиды.

Высокая способность к газопоглощению обусловила применение титана в качестве геттерного материала для повышения вакуума в электронных лампах.

Титан пластичен и легко обрабатывается давлением при комнатной и повышенной температурах. Титан и его сплавы хорошо свариваются контактной и дуговой сваркой в защитной атмосфере, обеспечивая высокую прочность и пластичность сварного соединения. Недостатком титана является плохая обрабатываемость резанием.

Основной целью легирования титановых сплавов является повышение прочности, жаропрочности и коррозионной стойкости. Широкое применение нашли сплавы титана с алюминием, хромом, молибденом, ванадием, марганцем, оловом и некоторыми другими элементами. Как и в сплавах на основе железа, легирующие элементы оказывают большое влияние на полиморфные превращения титана.

Фазовые превращения в титановых сплавах

На рис. 6.9 представлены схемы диаграмм состояния титан-легирующий элемент. Такие элементы, как Al, N, O, повышают температуру полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$, расширяя область твердых растворов на основе α -титана и таким образом являются α -стабилизаторами (рис. 6.9, а). Учитывая охрупчивающее действие азота и кислорода, практическое значение для легирования титана имеет только алюминий. Алюминий является основным упрочняющим легирующим элементом, к тому же имеющим малую плотность. Поэтому он обычно присутствует в большинстве титановых сплавов.

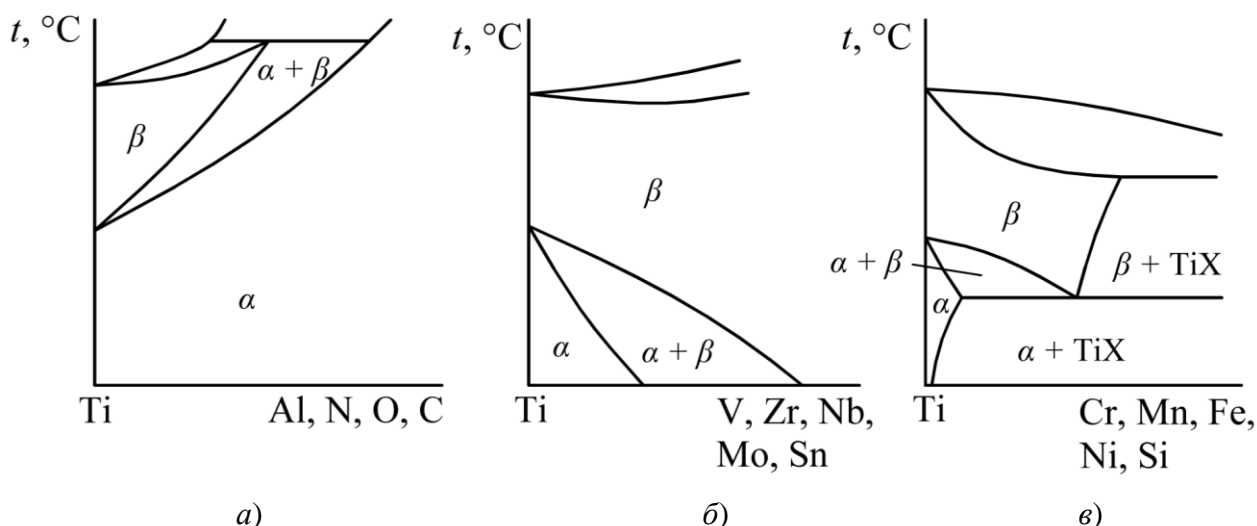


Рис. 6.9. Схемы диаграмм состояния систем титан-легирующий элемент:
a — диаграмма с α -стабилизаторами; *б* — диаграмма с β -стабилизаторами;
в — диаграмма с эвтектоидным превращением

Большинство легирующих элементов (Mo, V, Sn, Nb, Zr и др.), наоборот, понижают температуру полиморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения и расширяют область существования твердых растворов на основе β -Ti, являясь β -стабилизаторами (рис. 6.9, б).

Некоторые β -стабилизаторы (Cr, Mn, Fe, Ni, Cu и др.) могут образовывать с титаном интерметаллические соединения типа TiX. В этом случае при охлаждении β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiX}$ (рис. 6.9, в). Такие β -стабилизаторы являются эвтектоидообразующими. Упрочняющая термическая обработка, состоящая из закалки и старения, применима только для сплавов с $(\alpha + \beta)$ -структурой (рис. 6.9, б, в). Сплавы с устойчивой α -структурой (рис. 6.9, а) нельзя упрочнить термической обработкой.

Нейтральные элементы (Hf, Th и др.) не оказывают существенного влияния на температуру полиморфного превращения и не меняют фазового состава титановых сплавов.

Полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ превращение может происходить двумя путями. При медленном охлаждении и высокой подвижности атомов оно происходит по обычному диффузионному механизму, а при большом переохлаждении и быстром охлаждении — по бездиффузионному мартенситному механизму. При медленном охлаждении образуется полиэдрическая структура α -твердого раствора, а при быстром — игольчатая мартенситная структура, обозначаемая α' или при большей степени легированности — α'' . Кристаллическая структура α , α' и α'' практически одинакова (гексагональная плотноупакованная решетка), однако решетка пересыщенных твердых растворов α' и α'' более искажена при

высокой скорости охлаждения. При старении из α' - и α'' -фаз выделяются β -фаза или интерметаллидная фаза (TiCr_2).

По мере увеличения концентрации β -стабилизаторов в титановых сплавах происходит снижение температуры начала мартенситного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения.

Когда температура мартенситного превращения становится ниже комнатной, а содержание легирующего элемента превышает критическую концентрацию, закалка фиксирует переохлажденную неустойчивую β -фазу, обычно обозначаемую β' .

Старение сплавов с β' -структурой, во избежание сильного охрупчивания, связанного с образованием метастабильной промежуточной ω -фазы (когерентной решетке β -твердого раствора), производится при более высокой температуре 500–550 °С. В результате высокотемпературного старения из β' -твердого раствора выделяется дисперсная α -фаза, повышающая прочность при сохранении достаточной пластичности.

Титановые сплавы подвергают термической обработке — рекристаллизационному отжигу, закалке и старению, а также химико-термической обработке.

Отжиг титановых сплавов проводят после холодной деформации. Температура их рекристаллизации составляет в среднем 500 °С, и отжиг при температуре 700–800 °С вполне достаточен для устранения наклепа.

Превращения при закалке и старении в титановых сплавах в принципе похожи на соответствующие превращения в стали. Однако из-за того, что α' мартенсит в титановых сплавах мало отличается по прочности от равновесной α -фазы, столь существенного упрочнения, как в сталях, в титановых сплавах не происходит. В результате фазовой перекристаллизации происходит измельчение зерна, что положительно сказывается на их пластических свойствах.

Титановые сплавы обладают низкими антифрикционными свойствами. Для повышения износостойкости их подвергают азотированию. Азотирование проводят в среде газообразного азота при температуре около 900 °С, длительность процесса до 50 ч.

Азотирование повышает поверхностную твердость, износостойкость и жаропрочность. Для уменьшения хрупкости азотированного слоя проводят вакуумный отжиг заготовок при 800–900 °С.

Для повышения жаростойкости титановые сплавы подвергают силицированию.

Промышленные титановые сплавы

Титановые сплавы по сравнению с техническим титаном имеют большую прочность, в том числе при высоких температурах, сохраняя при этом достаточно высокую пластичность и коррозионную стойкость.

Отдельные группы титановых сплавов различаются по величине условного коэффициента стабилизации K_β , который показывает отношение содержания β -стабилизирующего легирующего элемента к его содержанию в сплаве критического состава. При содержании в сплаве нескольких β -стабилизирующих элементов их K_β суммируются.

Сплавы с α -структурой характеризуются невысокой прочностью при комнатной температуре и не упрочняются при термообработке. Их недостатком является низкая технологическая пластичность, а достоинством — хорошая свариваемость и высокие механические свойства при криогенных температурах.

Псевдо α -сплавы, сохраняя достоинства α -сплавов, благодаря присутствию небольших количеств β -фазы (до 5 %) имеют более высокую технологическую пластичность и хорошо обрабатываются давлением.

Двухфазные ($\alpha + \beta$)-сплавы характеризуются наилучшим сочетанием механических и технологических свойств. По структуре после закалки различают мартенситный и переходный классы ($\alpha + \beta$)-сплавов. Сплавы мартенситного класса менее легированы и в равновесном состоянии содержат не более 25 % β -фазы. Увеличение количества β -фазы в сплавах переходного класса до 50 % обеспечивает им самую высокую прочность этой группы сплавов как в отожженном, так и в закаленном состояниях.

Псевдо β -сплавы после закалки имеют структуру метастабильной β -фазы. В этом состоянии они имеют хорошую пластичность и сравнительно низкую прочность, благодаря чему хорошо обрабатываются давлением. После старения их прочность возрастает в 1,5 раза и составляет 1 300–1 800 МПа.

Однофазные β -сплавы отличаются высокой коррозионной стойкостью. Сплав 4201 может заменить тантал, сплавы на никелевой основе типа хастеллой, а также благородные металлы — платину, золото. Однако сплавы со стабильной β -структурой сравнительно редко применяют из-за необходимости их легирования большим количеством изоморфных элементов (V, Mo, Nb), имеющих высокую стоимость, и из-за высокой плотности, понижающей удельную прочность изделий.

Механические свойства некоторых деформируемых титановых сплавов приведены в табл. 6.7.

Механические свойства российских титановых сплавов (ГОСТ 19807-91)

Марка сплава	Класс по структуре	σ_6 , МПа	δ , %, не менее	KCU , Дж/см ² , не менее	Термо-обработка	Область применения
BT 1-0	α	390–540	20	100	Отжиг	Химическая промышленность, криогенные установки
BT5	α	700–950	10	50	То же	Детали для работы при криогенных и повышенных температурах до 450 °С
BT5–1	α	750–950	10	40	То же	
OT4	Псевдо α -сплав	700–900	12	40	То же	
BT6	$(\alpha + \beta)$ -сплав мартенситного класса	1 100–1 150	14	40	Отжиг, закалка, старение	Сварные конструкции для длительной работы при 400 °С, кратковременно до 750 °С
BT14	То же	1 150–1 400	6	50	То же	
BT16	То же	1 150–1 250	4	–	То же	Детали для длительной работы до 350 °С
BT22	$(\alpha + \beta)$ -сплав переходного класса	1 100–1 500	9	–	«	Детали, работающие при 500 °С
BT15	Псевдо β -сплавы	1300–1800	4	–	То же	Детали для длительной работы до 350 °С, кратковременно до 750 °С

Сплавы титана имеют хорошие литейные свойства — высокую жидкотекучесть, плотность отливок и малую склонность к образованию горячих трещин. Из-за склонности к поглощению газов их плавку и разливку ведут в вакууме или в среде нейтральных газов. Состав титановых сплавов для фасонного литья обычно соответствует составу деформируемых сплавов (BT5Л, BT14Л). Механические свойства литейных титановых сплавов ниже, чем у деформируемых.

Титановые сплавы склонны к повышенному налипанию на инструмент, что в сочетании с их низкой теплопроводностью затрудняет процесс механической обработки. При обработке резанием целесообразно применение инструмента с твердосплавными пластинами.

При проведении сварки титановых сплавов во избежание появления дефектов в швах, основными из которых являются поры и холодные трещины, необходимо тщательное удаление поверхностной оксидной пленки основного и присадочного материала. Из-за химической активности титана обязательна защита инертными газами сварочной ванны и остывающих участков от соприкосновения с воздушной атмосферой.

Широкое внедрение титановых сплавов пока сдерживается их сравнительно высокой стоимостью. Объясняется это высоким сродством титана ко многим элементам и прочностью химических связей в его природных соединениях. Совершенствование технологических процессов производства и широкие перспективы применения титановых сплавов в различных отраслях позволяет с уверенностью утверждать, что они станут важнейшими конструкционными материалами ближайшего будущего.

7. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Неметаллические материалы (пластмасса, резина, керамика, стекло, клей, лакокрасочные покрытия, древесина, ткань и др.) в качестве конструкционных материалов служат важным дополнением к металлам, в ряде случаев с успехом заменяют их, а иногда неметаллические материалы сами являются незаменимыми. Двигатели внутреннего сгорания из керамики обходятся без водяного охлаждения, что невозможно при изготовлении их из металла; обтекатели ракет делают только из неметаллических материалов (графита, керамики).

Достоинством неметаллических материалов является сочетание требуемого уровня химических, физических и механических свойств с низкой стоимостью и высокой технологичностью при изготовлении изделий сложной конфигурации. Трудоемкость при изготовлении изделий из неметаллических материалов в 5–6 раз ниже, и они в 4–5 раз дешевле по сравнению с металлическими. В связи с этим непрерывно возрастает использование неметаллических материалов в машиностроении автомобилестроении, авиационной, пищевой, холодильной и криогенной технике и др.

Полимеры

Полимерами называются высокомолекулярные химические соединения, состоящие из многочисленных элементарных звеньев (*мономеров*), представляющих собой одинаковую группу атомов, связанных между собой химическими связями.

Макромолекулы представляют собой длинные цепи из мономеров, что определяет их большую гибкость. Отдельные атомы в мономерах соединены между собой довольно прочными ковалентными химическими связями. Между макромолекулами полимеров действуют значительно более слабые физические связи. Молекулярная масса их составляет от 5 000 до 1 000 000. При таких больших размерах макромолекул свойства веществ определяются не только химическим составом этих молекул, но и их взаимным расположением и строением.

Классификация полимеров

Классифицируются полимеры по различным признакам: составу, форме макромолекул, фазовому состоянию, полярности, отношению к нагреву и т.д.

По природе все полимеры можно разделить на две группы — *природные* и *синтетические*. Полимеры, встречающиеся в природе — органические вещества растительного (хлопок, шелк, натуральный каучук и др.) и животного (ко-

жа, шерсть и др.) происхождения, а также минеральными веществами (слюда, асбест, естественный графит, природный алмаз и др.). *Синтетические* полимеры получают из простых веществ путем химического синтеза. Основным преимуществом синтетических полимеров перед природными являются неограниченные запасы исходного сырья и широкие возможности синтеза полимеров с заранее заданными свойствами. Исходным сырьем для получения синтетических полимеров являются продукты химической переработки нефти, природного газа и каменного угля. Получаемые при этом низкомолекулярные вещества называют мономерами. Их перерабатывают в полимеры в процессе дальнейшей химической обработки.

По способу получения полимеры делят на полимеризационные и поликонденсационные.

Полимеризация — процесс химического соединения большого числа молекул мономера в одну большую молекулу полимера без изменения элементарного состава мономера. В процессе полимеризации не происходит выделения побочных продуктов реакции. По элементному составу полимер и мономер идентичны.

Поликонденсация — процесс образования полимера из молекул разных мономеров в результате химических реакций с выделением побочных продуктов реакции. Элементный состав полимера отличается от состава участвовавших в реакции поликонденсации мономеров.

Схематически формулу полимера записывают в виде $[M]_n$, где M — химическое строение мономера; n — показатель, характеризующий степень полимеризации.

По составу все полимеры подразделяют на *органические, элементорганические, неорганические*.

Органические полимеры составляют наиболее обширную группу соединений. Если основная молекулярная цепь таких соединений образована только углеродными атомами, то они называются карбоцепными полимерами. В гетероцепных полимерах атомы других элементов, присутствующие в основной цепи, кроме углерода, существенно изменяют свойства полимера. Так, в макромолекулах атомы кислорода способствуют повышению гибкости цепи, атомы фосфора и хлора повышают огнестойкость, атомы серы придают газонепроницаемость, атомы фтора, сообщают полимеру высокую химическую стойкость и т.д. Органическими полимерами являются смолы и каучуки.

Элементорганические соединения в природе не встречаются. Этот класс материалов полностью создан искусственно. Они содержат в составе основной

цепи неорганические атомы (Si, Ti, Al), сочетающиеся с органическими радикалами (CH₃, C₆H₅, CH₂). Эти радикалы придают материалу, прочность и эластичность, а неорганические атомы сообщают повышенную теплостойкость. Представителями их являются кремнийорганические соединения.

К *неорганическим* полимерам относятся силикатные стекла, керамика, слюда, асбест. В составе этих соединений углеродного скелета нет. Основу неорганических материалов составляют оксиды кремния, алюминия, магния, бора, фосфора, кальция и др. Органические радикалы в составе неорганических полимеров отсутствуют. К неорганическим относятся и полимеры, основное молекулярное звено которых, как и в случае органических полимеров, состоит из атомов углерода, как, например, графит и алмаз, причем графит содержит и незначительное количество атомов водорода. Однако в отличие от органических полимеров, образующих основное молекулярное звено преимущественно в виде линейных цепей, графит и алмаз образуют пространственные структуры. Это придает им свойства, резко отличающиеся от свойств органических полимеров. Графит является единственным веществом, остающимся в твердом состоянии при температуре свыше 4 000 °С, а алмаз является самым твердым веществом.

По форме макромолекул полимеры делят на линейные (цеповидные), разветвленные, плоские, ленточные (лестничные), пространственные или сетчатые. *Линейные* макромолекулы полимера представляют собой длинные зигзагообразные или закрученные в спираль цепочки (рис. 7.1, а).

Гибкие макромолекулы с высокой прочностью вдоль цепи и слабыми межмолекулярными связями обеспечивают эластичность материала, способность его размягчаться при нагреве, а при охлаждении вновь затвердевать (полиэтилен, полиамиды и др.).

Разветвленные макромолекулы (рис. 7.1, б), являясь также линейными, отличаются наличием боковых ответвлений, что препятствует их плотной упаковке (полиизобутилен).

Макромолекула *лестничного* полимера (рис. 7.1, в) состоит из двух цепей, соединенных химическими связями. Лестничные полимеры имеют более жесткую основную цепь и обладают повышенной теплостойкостью, большей жесткостью, они нерастворимы в стандартных органических растворителях (кремнийорганические полимеры).

Пространственные полимеры образуются при соединении («сшивке») макромолекул между собой в поперечном направлении прочными химическими связями непосредственно или через химические элементы или радикалы. В ре-

зультате образуется сетчатая структура с различной густотой сетки. *Редкосетчатые* (сетчатые) полимеры (см. рис. 7.1, *д*) теряют способность растворяться и плавиться, они обладают упругостью (мягкие резины). *Густосетчатые* (пространственные) полимеры (см. рис. 7.1, *з*) отличаются твердостью, повышенной теплостойкостью, нерастворимостью. Пространственные полимеры лежат в основе конструкционных неметаллических материалов. К сетчатым полимерам относятся также пластинчатые (*паркетные*) полимеры (рис. 7.1, *е*).

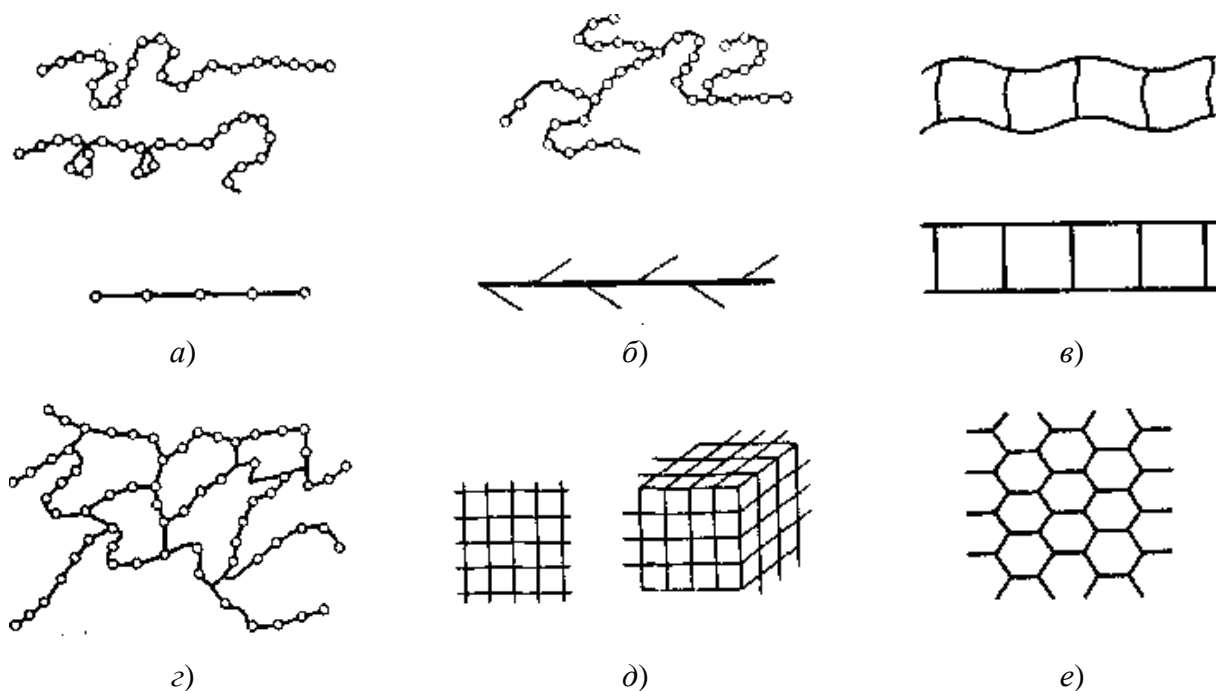


Рис. 7.1. Формы макромолекул полимеров: *а* — линейная; *б* — разветвленная; *в* — лестничная; *г* — сусосетчатая; *д* — редкосетчатая; *е* — паркетная

В зависимости от *взаимной ориентации макромолекул* полимеры могут находиться в аморфном или кристаллическом состояниях. В *аморфном* состоянии полимер имеет упорядоченное строение только в пределах участков, размеры которых соизмеримы с размерами звеньев цепи макромолекул, т.е. в аморфных полимерах соблюдается ближний порядок. В *кристаллических* полимерах соблюдается не только ближний, но и дальний порядок на расстояниях, во много раз превышающих размеры звеньев цепи макромолекул полимера.

В структуре реальных полимеров практически всегда содержатся как аморфная, так и кристаллическая части. По преобладанию той или иной структуры полимеры делят на аморфные и кристаллические.

Характерными элементами надмолекулярной структуры полимеров являются *глобула* (рис. 7.2, *а*) для аморфных структур и *пачка* (рис. 7.2, *б*) для кристаллических. Глобула представляет собой свернутые в клубок цепи макромолекул полимера или их агрегатов. Пачка состоит из параллельно расположенных цепей, причем суммарная длина пачки, как правило, превышает длину отдельных цепей макромолекул полимера.

Аморфное состояние для большинства полимеров термодинамически более устойчиво, что определяется энергетически более выгодной формой надмолекулярного образования аморфного полимера: глобула обладает минимумом свободной энергии.

Выделяющаяся в процессе полимеризации кристаллизующегося полимера пачка макромолекул характеризуется анизотрией, поэтому энергетически выгодным является ее расположение параллельно поверхности кристаллизации. Взаимосогласованная ориентация макромолекул относительно поверхности кристаллизующихся полимеров определяет все многообразие надмолекулярных структур кристаллизующихся полимеров. Термодинамически наиболее устойчивой формой надмолекулярного образования является *сферолит* (рис. 7.2, *в*), сформированный тангенциально расположенными пачками макромолекул. Сферолитные структуры типичны для большинства кристаллизующихся полимеров.

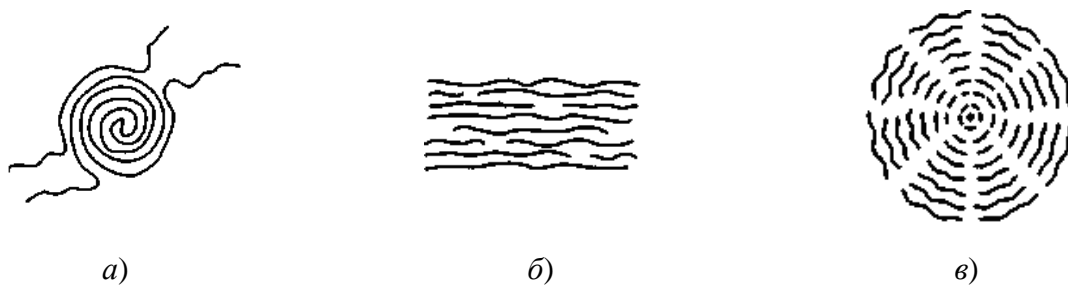


Рис. 7.2. Элементы надмолекулярной структуры полимеров:
а — глобула; *б* — пачка; *в* — сферолит

На поверхностях раздела сферолитов условия контактного взаимодействия макромолекул различны. Экспериментально установлено, что прочность торцового контакта макромолекул более чем на порядок превышает прочность бокового контакта. Это открывает возможность управления прочностью кристаллизующихся полимеров.

Примером практической реализации влияния надмолекулярной структуры на прочность может служить ориентационное упрочнение полимеров.

В процессе вытяжки полимеров при повышенных температурах макромолекулы ориентируются параллельно направлению приложения нагрузки. Полученная структура полимера затем фиксируется путем снижения температуры под силовой нагрузкой. Физико-механические свойства полимера в направлении ориентации увеличиваются примерно в пять раз, а в перпендикулярном направлении уменьшаются до двух раз по сравнению с исходным значением. Анизотропия прочности объясняется изменением соотношения торцового и бокового контактов макромолекул полимера. Ориентационное упрочнение полимеров наиболее широко применяется при получении искусственных волокон и пленок.

По отношению к электрическому полю (*по полярности*) полимеры подразделяются на *полярные* и *неполярные*. Полярность определяется наличием в составе полимера диполей — разобщенных центров положительных и отрицательных зарядов.

В *полярных* полимерах (рис. 7.3, а) имеются полярные связи (группировки —Cl, —F, —ОН) и несимметрия в их структуре: центр тяжести электронов сдвинут в сторону более электроотрицательного атома. Центр тяжести разноименных зарядов не совпадают.

Полярные полимеры имеют повышенную прочность, жесткость, но низкую морозостойкость (хрупкость уже при —10...—20 °С). Их можно сваривать током высокой частоты. Полярности полимера можно оценить по величине диэлектрической проницаемости E . У полярных полимеров $E \geq 3,5$.



Рис. 7.3. Пример полярного и неполярного полимера:
а — полярный; б — неполярный

Неполярные (на основе углеводородов) — высококачественные диэлектрики, обладают хорошей морозостойкостью.

Дипольный момент связей атомов в неполярных полимерах взаимно компенсируется. В макромолекулах неполярных полимеров симметричное расположение групп (рис. 7.3, б). Центры тяжести разноименных зарядов совпадают.

Все полимеры *по отношению к нагреву* подразделяют на *термопластичные* и *термореактивные*.

Некоторые полимеры при нагревании плавно переходят через вязкопластическое в жидкотекучее состояние. При охлаждении отмечается также плавный переход в твердое состояние. Нагревание полимера до температур ниже температуры его термической деструкции не вызывает необратимого изменения свойств материала, что позволяет многократно повторять процесс термической обработки линейных полимеров. Такие структуры макромолекул образуют класс *термопластичных полимеров*.

Другие полимеры под действием теплоты, минуя жидкое состояние, необратимо переходят в твердое состояние и не могут использоваться повторно. Такое поведение полимеров при нагревании называют терморезактивным, а сами полимеры относят к классу *терморезактивных полимеров*.

Особенности свойств полимеров

Особенности строения полимеров оказывают большое влияние на их физико-механические и химические свойства. Вследствие высокой молекулярной массы они не способны переходить в газообразное состояние, при нагреве образовывать низковязкие жидкости, а терморезактивные даже не размягчаются. С повышением молекулярной массы уменьшается растворимость полимера.

Полидисперсность, присущая полимерам, приводит к значительному разбросу показателей при определении физико-механических свойств. Механические свойства полимеров (упругие, прочностные) зависят от их структуры, физического состояния, температуры и т.д.

Полимеры могут находиться в трех физических состояниях: *стеклообразном (аморфном или кристаллическом), высокоэластичном и вязкотекучем (жидком)*.

Стеклообразное состояние (аморфное, кристаллическое) — твердое состояние, имеет фиксированное расположение макромолекул. Атомы звеньев молекул находятся только в колебательном движении у положения равновесия, движение звеньев и перемещение молекул не происходит. Переход полимера в подобное состояние происходит при определенной температуре T_c , называемой температурой *стеклования*. Температура стеклования (T_c) определяет теплоустойчивость и морозоустойчивость полимера. В стеклообразном состоянии находятся полимеры с пространственной сетчатой структурой.

Высокоэластичное состояние имеет место при температуре выше температуры стеклования T_c . Высокоэластичное состояние характеризуется подвиж-

ностью звеньев или групп звеньев в цепи макромолекул при отсутствии перемещения цепи в целом, даже при небольших нагрузках. Макромолекулы способны только изгибаться.

С увеличением температуры полимер переходит в *вязкотекучее*, подобное жидкому, состояние, но отличается от него повышенной вязкостью. Энергия теплового движения макромолекул превышает силы межмолекулярного взаимодействия, и макромолекулы свободно перемещаются под действием даже небольших усилий.

Полимеры с пространственной структурой находятся только в стеклообразном состоянии. Редкосетчатая структура позволяет получать полимеры в стеклообразном и высокоэластическом состояниях.

Зависимость напряжения от деформации для линейных и сетчатых полимеров различна. Линейные полимеры в стеклообразном состоянии обладают некоторой подвижностью сегментов, поэтому полимеры не так хрупки, как неорганические вещества.

При действии больших напряжений в стеклообразных полимерах развиваются значительные деформации, которые по своей природе близки к высокоэластическим. Эти деформации были названы А.П. Александровым вынужденно-эластическими, а само явление — вынужденной эластичностью. Вынужденно-эластические деформации проявляются в интервале температур $t_c - t_{xp}$, а при нагреве выше t_c они обратимы (рис. 7.4, а). Максимум на кривой называется пределом вынужденной эластичности. У полимеров с плотной сетчатой структурой под действием нагрузки возникает упругая и высокоэластическая деформация, пластическая деформация обычно отсутствует. По сравнению с линейными полимерами упругие деформации составляют относительно большую часть, высокоэластических деформаций гораздо меньше. Природа высокоэластической деформации, как и в линейных полимерах, состоит в обратимом изменении пространственной формы полимерной молекулы, но максимальная деформация при растяжении обычно не превышает 5–15 %.

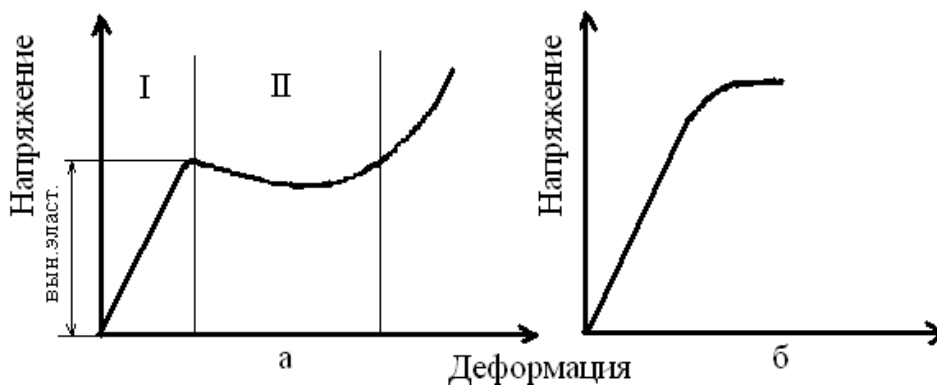


Рис. 7.4. Диаграммы растяжения: *a* — стеклообразного полимера; *б* — полимера с плотной сетчатой структурой: I — область упругих деформаций; II — область высокоэластической деформации

Для кристаллических полимеров зависимость напряжения от деформации выражается линией с четкими переходами (рис. 7.5). На первой стадии (участок I) удлинение пропорционально действующей силе. Затем внезапно на образце возникает «шейка», после чего удлинение возрастает при постоянном значении силы до значительной величины. На этой стадии шейка (участок II) удлиняется за счет более толстой части образца. После того как весь образец превратился в шейку, процесс переходит в третью стадию (участок III), заканчивающуюся разрывом. По структуре и свойствам материал шейки отличается от структуры и свойств исходного образца: элементы кристаллической структуры ориентированы в одном направлении (происходит рекристаллизация). Зависимость напряжения от деформации при разных температурах и постоянной скорости растяжения для аморфного и кристаллического полимеров приведена на рис. 7.6. При $t < t_c$ кривые напряжения — деформация для кристаллического полимера подобны кривым для стеклообразного полимера.

Ориентационное упрочнение. Полимеры, как в кристаллическом, так и в стеклообразном состоянии могут быть ориентированы. Процесс осуществляется при медленном растяжении полимеров, находящихся в высокоэластическом или вязкотекучем состоянии. Макромолекулы и элементы надмолекулярных структур ориентируются в силовом поле, приобретают упорядоченную структуру по сравнению с неориентированными. После того как достигнута желаемая степень ориентации, температура снижается ниже t_c и полученная структура фиксируется.

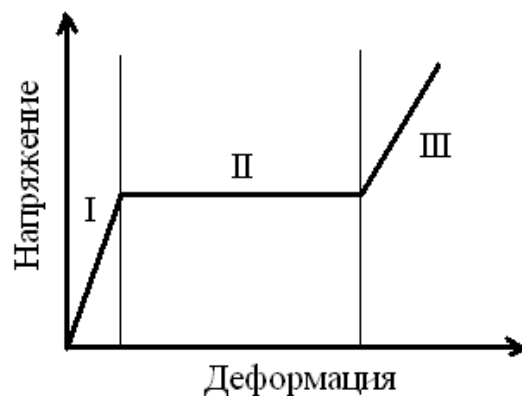


Рис. 7.5. Зависимость напряжения от деформации для кристаллического линейного полимера

В процессе ориентации возрастает межмолекулярное взаимодействие, что приводит к повышению t_c , снижению t_{xp} и особенно к повышению прочности. Свойства материала получаются анизотропными. Различают одноосную ориентацию, применяемую для получения волокон, пленок, труб, и многоосную, проводимую одновременно в нескольких направлениях (например, в процессе получения пленок).

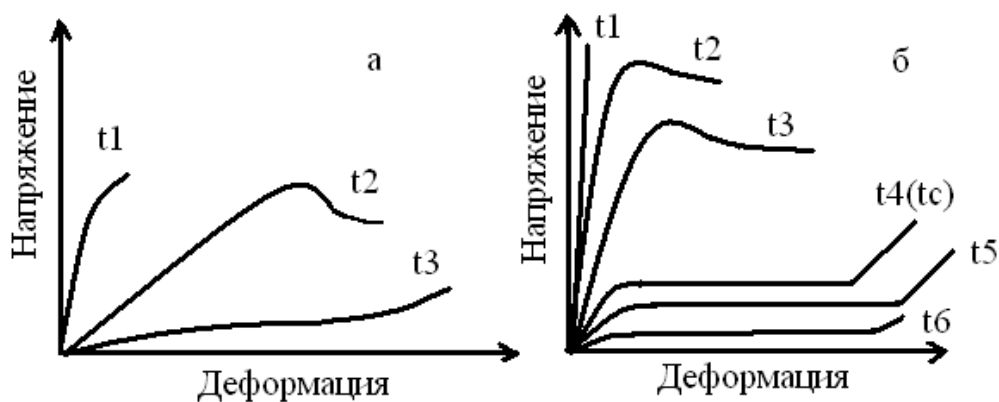


Рис. 7.6. Влияние температуры на характер кривых напряжение — деформация: а — аморфного термопласта ($t_1 < t_2 < t_3$); б — кристаллического полимера ($t_1 < t_6$)

Прочность при разрыве в направлении ориентации увеличивается в 2–5 раз, в перпендикулярном направлении прочность уменьшается и составляет 30–50 % прочности исходного материала. Модуль упругости в направлении одноосной ориентации увеличивается примерно в два раза. Высокая прочность сочетается с достаточной упругостью, что характерно только для высокополимеров.

Некоторые свойства ориентированных аморфных и кристаллических полимеров одинаковы, однако они различаются фазовым состоянием, поэтому с течением времени у кристаллических полимеров улучшается их структура, а аморфные ориентированные полимеры чаще всего в дальнейшем дезориентируются (особенно при нагреве).

Релаксационные свойства полимеров. Механические свойства полимеров зависят от времени действия и скорости приложения нагрузок. Это обусловлено особенностями строения макромолекул. Под действием приложенных напряжений происходит как распрямление и раскручивание цепей (меняется их пространственная форма), так и перемещение макромолекул, пачек и других надмолекулярных структур. Все это требует определенного времени, и установление равновесия (релаксация) достигается не сразу (от 10^{-4} с до нескольких суток и месяцев). Практическое значение имеют случаи релаксации напряжения при неизменяемом относительном удлинении и ползучесть при постоянной нагрузке в статических условиях. Когда образец мгновенно доведен до какого-то значения деформации ε , и она поддерживается постоянной, то от перестройки структуры наблюдается постепенное падение напряжения в материале, происходит релаксация напряжения.

Для линейного полимера в условиях действия внешнего напряжения происходит перемещение макромолекул относительно друг друга. Напряжение постепенно снижается и в пределе стремится к нулю (рис. 7.7, а, кривая 1). В сетчатых полимерах процесс релаксации не может нарушить межмолекулярные химические связи, поэтому напряжение стремится не к нулю, а к какому-то равновесному значению (σ_∞). Величина σ_∞ зависит от плотности химически сшитых цепей сетки (рис. 7.7, а, кривая 2).

Процесс релаксации при постоянном напряжении (ползучесть) показан на рис. 7.7, б. Деформация меняется во времени. Как для линейного, так и для сетчатого полимеров вначале мгновенно развивается упругая деформация (участок 0–А). Затем от точки А в обоих образцах постепенно развивается равновесная высокоэластическая деформация. Для линейного полимера суммарная деформация ($\varepsilon = \varepsilon_{упр.} + \varepsilon_{в.э.} + \varepsilon_{пл.}$) более высокая. Через время τ_1 она продолжает расти (процесс течения), а в сетчатом полимере устанавливается равновесная высокоэластическая деформация $\varepsilon = \infty$ (пластическая деформация отсутствует).

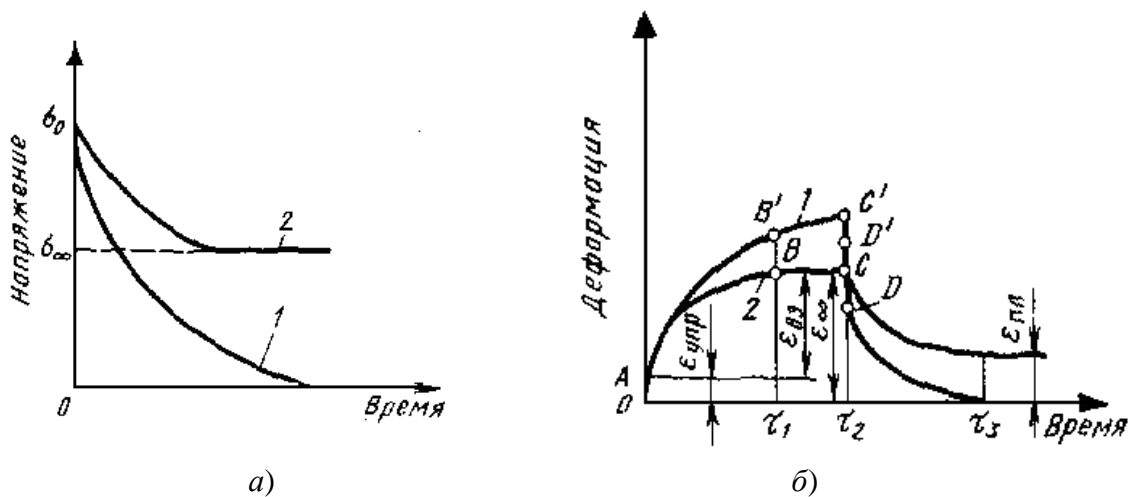


Рис. 7.7. Релаксация напряжения (а) и зависимость деформации от времени (б) для растянутого линейного (1) и сетчатого (2) полимеров

После снятия нагрузки (время τ_2) упругая деформация (CD , $C'D'$, $0A$) исчезает мгновенно, высокоэластическая — постепенно релаксирует в сетчатом полимере до нуля, а в линейном остается пластическая деформация. Для всех полимеров характерно повышение предела прочности с увеличением скорости нагружения (рис. 7.8). При этом уменьшается влияние неупругих деформаций. С уменьшением скорости нагружения влияние неупругих деформаций возрастает.

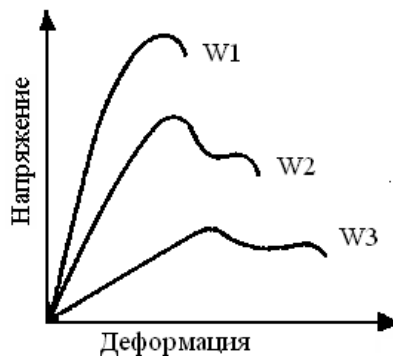


Рис. 7.8. Влияние скорости приложения нагрузки W на характер кривых растяжения ($W_1 > W_2 > W_3$)

Для эластомеров графическая зависимость напряжения σ — деформация ϵ при нагружении и разгрузке образца называется *петлей гистерезиса* (рис. 7.9). При быстром нагружении (кривая 1) значение деформации отстает от равновесного (кривая 3), а при разгрузке ϵ выше равновесного (кривая 2). Равновесная деформация соответствует завершенности релаксационных процессов. На отрезке $0\epsilon_1$ возникает пластическая деформация. Площадь

петли гистерезиса — это разность между работой, затраченной на нагружение образца, и работой при снятии нагрузки. Чем больше площадь петли гистерезиса, тем больше энергии рассеивается, тратится на нагрев и активацию химических процессов. При деформации полимерные материалы так же, как и металлы, обладают статическим и динамическим сопротивлением. Зависимость долговечности полимера от напряжения, температуры и структуры выражается формулой:

$$\tau = \tau_0 \cdot e^{u_0 - \gamma \cdot \sigma / (RT)},$$

где τ_0 — постоянная (для всех материалов 10^{-12} – 10^{-13} с); u_0 — постоянная для данного полимера (энергия химической связи в цепи); γ — постоянная для данного полимера (состояние структуры); σ — напряжение; R — газовая постоянная; T — абсолютная температура.

Следовательно, чем выше напряжение или температура, тем меньше долговечность.

Температурно-временная зависимость прочности для полимерных материалов выражена сильнее, чем для металлов, и имеет большое значение при оценке их свойств.

Старение полимеров. Под старением полимерных материалов понимается самопроизвольное необратимое изменение важнейших технических характеристик, происходящее в результате сложных химических и физических процессов, развивающихся в материале при эксплуатации и хранении. Причинами старения являются свет, теплота, кислород, озон и другие немеханические факторы. Старение ускоряется при многократных деформациях; менее существенно на старение влияет влага.

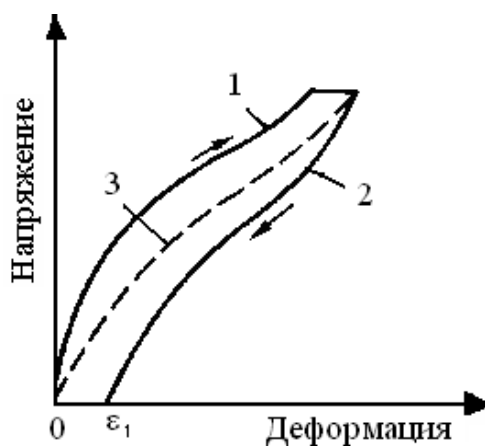


Рис. 7.9. Петля механического гистерезиса эластомеров:
1 — нагружение; 2 — разгружение; 3 — равновесная кривая

Испытание на старение проводится как в естественных условиях, так и искусственными ускоренными методами. Атмосферное старение проводится в различных климатических условиях в течение нескольких лет. Тепловое старение происходит при температуре на 50 °С ниже температуры плавления (разложения) полимера. Продолжительность испытания определяется временем, необходимым для снижения основных показателей на 50 % от исходных.

Сущность старения заключается в сложной цепной реакции, протекающей с образованием свободных радикалов (реже ионов), которая сопровождается деструкцией и структурированием полимера. Обычно старение является результатом окисления полимера атмосферным кислородом. Если преобладает деструкция, то полимер размягчается, выделяются летучие вещества (например, натуральный каучук). При структурировании повышаются твердость, хрупкость, наблюдается потеря эластичности (бутадиеновый каучук, полистирол). При высоких температурах (200–500 °С и выше) происходит термическое разложение органических полимеров, причем пиролиз полимеров, сопровождаемый испарением летучих веществ, не является поверхностным явлением, а во всем объеме образца образуются молекулы, способные испаряться.

Стабильны к термодеструкции полимеры, обладающие высокой теплотой полимеризации (полиэтилен, полифенолы), полимеры с полярными заместителями (фторполимеры). Процессы старения ускоряются под действием механических напряжений. Стойки к озону кремнийорганические соединения. В тропической атмосфере устойчивы полиэтилен, политетрафторэтилен, полиамидные волокна, не устойчивы натуральный и синтетические каучуки, вискоза, хлопчатобумажные волокна.

Для замедления процессов старения в полимерные материалы добавляются стабилизаторы (различные органические вещества), антиоксиданты (амины, фенолы и др.).

Длительность эксплуатации стабилизированных материалов значительно возрастает. Срок наступления хрупкости полиэтилена, стабилизированного сажей, составляет свыше 5 лет. Трубы из поливинилхлорида могут работать 10–25 лет.

Радиационная стойкость полимеров. Под действием ионизирующих излучений в полимерах происходят ионизация и возбуждение, которые сопровождаются разрывом химической связи и образованием свободных радикалов. Наиболее важными являются процессы сшивания или деструкции.

При сшивании увеличивается молекулярная масса, повышаются теплоустойчивость и механические свойства. При деструкции, наоборот, молекулярная масса снижается, повышается растворимость, уменьшается прочность. К струк-

турирующимся полимерам относятся полиэтилен, полипропилен, полисилоксаны, полистирол, фенолоформальдегидные и эпоксидные смолы, поливинилхлорид, полиамиды, поликарбонат. Наиболее устойчивы к радиации полимеры, имеющие бензольное кольцо в виде боковой группы (полистирол). Структура C_6H_5 -группы имеет большое число энергетических уровней, вследствие чего поглощенная энергия быстро рассеивается по всей молекуле, не вызывая химической реакции.

Деструктурируются политетрафторэтилен, политрифторхлор-этилен, нитроцеллюлоза, полиметилметакрилат. Для повышения радиационной стойкости в полимеры вводят антирады (ароматические амины, фенолы, дающие эффект рассеяния энергии).

Вакуумстойкость полимеров. Вакуум действует на полимерные материалы по-разному. Ухудшение их свойств связано с выделением из материала различных добавок (пластификаторов, стабилизаторов) и протеканием процессов деструкции. Например, политетрафторэтилен в вакууме в основном деполимеризуется. Для резин на основе углеродородных каучуков ускоряются накопление остаточной деформации и релаксации напряжения, что уменьшает работоспособность. Для ориентированных полимеров (полиамиды, полиэтилен, полипропилен) долговечность в вакууме и на воздухе одинаковы.

Оценка вакуумстойкости дается по газопроницаемости, по газовыделению и времени сохранения конструкционной вакуум-плотности.

Газопроницаемость — техническая характеристика, определяющая поток газа или пара через уплотнитель (мембраны, диафрагмы, герметичные прокладки). На газопроницаемость влияют состав, структура полимера, а также природа газа и температура. Газопроницаемость меньше у полярных линейных полимеров, а при наличии гибких макромолекул (каучуки) она возрастает. При введении пластификаторов газопроницаемость растет, а минеральные наполнители ее снижают. На газопроницаемость влияет вид газа: для азота она меньше, чем для кислорода и особенно водорода.

Абляция. Абляция полимерных материалов — это разрушение материала, сопровождающееся уносом его массы при воздействии горячего газового потока. В процессе абляции происходит суммарное воздействие механических сил, теплоты и агрессивных сред потока. Наряду с химическими превращениями при деструкции полимеров важную роль играют процессы тепло- и массообмена. Абляционная стойкость определяется устойчивостью материала к механической, термической и термоокислительной деструкции. На абляционную стойкость влияет также структура полимера. Материалы на основе полимеров ли-

нейного строения имеют низкую стойкость (происходит деполимеризация и деструкция). Температура абляции не превышает 900 °С. Материалы на основе термостойких полимеров лестничного или сетчатого строения (фенолоформальдегидные, кремнийорганические и др.) имеют более высокую стойкость к абляции. В них протекают процессы структурирования и обезуглероживания (карбонизации). Температура абляции может достигать 3 000 °С. Для увеличения абляционной стойкости вводят армирующие наполнители. Так, стеклянные волокна оплавляются, при этом расходуется много теплоты. Теплопроводность пластиков в сотни раз меньше, чем теплопроводность металлов, поэтому при кратковременном действии высокой температуры внутренние слои материала нагреваются до 200–350 °С и сохраняют механическую прочность.

Адгезия. Адгезией называется слипание разнородных тел, приведенных в контакт. Адгезия обусловлена межмолекулярным взаимодействием. На способности полимеров к адгезии основано их использование в качестве пленкообразующих материалов (клеи, герметики, покрытия), а также при получении наполненных и армированных полимерных материалов. Для создания адгезионного соединения один из материалов должен быть пластичным, текучим (адгезив), а другой может быть твердым (субстрат).

Иногда при соединении одинаковых материалов возникает самослипаемость (аутогезия). Количественно адгезия оценивается удельной силой разрушения соединения, которая называется адгезионной прочностью.

Для объяснения физико-химической сущности адгезионных явлений предложены следующие теории: адсорбционная, электрическая и диффузионная. Адсорбционная теория рассматривает адгезию как чисто поверхностный процесс, аналогичный адсорбции; пленка удерживается на поверхности материала в результате, действия межмолекулярных сил.

В основе электрической теории лежат электрические силы. Адгезия — результат действия электростатических и Ван-дер-Ваальсовых сил. Электростатические силы определяются двойным электрическим слоем, всегда возникающим при контакте разнородных тел.

Диффузионная теория предполагает, что при образовании связи между неполярными полимерами электрический механизм адгезии невозможен и адгезия обуславливается переплетением макромолекул поверхностных слоев в результате их взаимодиффузии. Для получения высокой адгезионной прочности необходимо, чтобы адгезив был полярным с гибкими макромолекулами. На прочность соединения влияют температура, давление, время. Большое значение имеет смачивание поверхности субстрата адгезивом.

Пластические массы

Пластические массы (далее — пластмассы) — это синтетические материалы, получаемые на основе органических и элементо-органических полимеров.

Общая характеристика пластических масс

Свойства пластмасс определяются свойствами полимеров, составляющих их основу.

По составу пластмассы могут быть простыми (термопласты — химические полимеры линейной или разветвленной структуры) и сложными (которые помимо полимеров, содержат различные добавки: наполнители, красители, пластификаторы, отвердители и т.д.).

Связующее вещество является обязательным компонентом. Такие простые пластмассы, как полиэтилен, вообще состоят из одного связующего вещества.

Наполнителями служат твердые материалы органического и неорганического происхождения. Наполнители придают пластмассам прочность, твердость, теплостойкость, а также некоторые специальные свойства, например антифрикционные или наоборот фрикционные. Кроме того, наполнители снимают усадку при прессовании.

В зависимости от наполнителя различают пресс-порошковые, волокнистые и слоистые пластмассы, а также пенопласты, когда наполнитель применяется в виде газа (воздух или нейтральный газ).

Пластификаторы представляют собой нелетучие жидкости с низкой температурой замерзания. Растворяясь в полимере, пластификаторы повышают его способность к пластической деформации. Пластификаторы вводят для расширения температурной области высокоэластического состояния, снижения жесткости пластмасс и температуры хрупкости. В качестве пластификатора применяют сложные эфиры, низкомолекулярные полимеры и др. Пластификаторы должны оставаться стабильными в условиях эксплуатации. Их наличие улучшает морозостойкость и огнестойкость пластмасс.

В состав пластмасс могут также входить стабилизаторы, отвердители, красители и другие вещества.

Стабилизаторы вводят в пластмассы для повышения долговечности. Светостабилизаторы предотвращают фотоокисление, а антиокислители — термоокислительные реакции.

Отвердители изменяют структуру полимеров, влияя на свойства пластмасс. Чаще используют отвердители, ускоряющие полимеризацию. К ним относятся оксиды некоторых металлов, уротропин и др.

Специальные химические добавки вводят с различными целями; например, сильные органические яды — фунгициды — для предохранения пластмасс от плесени и поедания насекомыми в условиях тропиков.

Смазывающие вещества (стеарин, олеиновая кислота) применяют для предотвращения прилипания пластмассы к оборудованию при производстве и эксплуатации изделий.

Красители и пигменты придают пластмассам желаемую окраску.

Для пластмасс характерны следующие свойства:

- низкая плотность (обычно 1–1,8 г/см³, в некоторых случаях 0,02–0,04 г/см³);
- высокая коррозионная стойкость. Пластмассы не подвержены электрохимической коррозии, на них не действуют слабые кислоты и щелочи. Существуют пластмассы, стойкие к воздействию концентрированных кислот и щелочей. Большинство пластмасс безвредны в санитарном отношении;
- высокие диэлектрические свойства;
- хорошая окрашиваемость в любые цвета. Некоторые пластмассы могут быть изготовлены прозрачными, не уступающими по своим оптическим свойствам стеклам;
- механические свойства широкого диапазона. В зависимости от природы выбранных полимеров и наполнителей пластмассы могут быть твердыми и прочными или же гибкими и упругими. Ряд пластиков по своей механической прочности превосходит чугун и бронзу. При одной и той же массе пластмассовая конструкция может по прочности соответствовать стальной;
- антифрикционные свойства. Пластмассы могут служить полноценными заменителями антифрикционных сплавов (оловянных бронз, баббитов и др.). Например, полиамидные подшипники скольжения длительное время могут работать без добавления смазочного материала;
- высокие теплоизоляционные свойства. Все пластмассы, как правило, плохо проводят теплоту, а теплопроводность таких теплоизоляторов, как пено- и поропласты, почти в 10 раз меньше, чем у обычных пластмасс;
- хорошие технологические свойства.

Изделия из пластмасс изготавливают способами безотходной технологии (без снятия стружки) — литьем, прессованием, формованием с применением невысоких давлений или в вакууме.

Недостатком большинства пластмасс является их невысокая теплостойкость (100–120 °С). В настоящее время верхний температурный предел для некоторых пластмасс поднялся до 300–400°С. Пластмассы могут работать при умеренно низких температурах (до –70 °С), а в отдельных случаях — при криогенных температурах. Недостатками пластмасс также являются их низкая твердость, склонность к старению, ползучесть, нестойкость к большим статическим и динамическим нагрузкам. Однако достоинства пластмасс значительно превосходят их недостатки, что обуславливает высокие темпы роста их ежегодного производства.

Свойства пластмасс зависят от состава отдельных компонентов, их сочетания и количественного соотношения, что позволяет изменять характеристики пластиков в достаточно широких пределах.

По характеру связующего вещества пластмассы подразделяют на *термопластичные* (термопласты), получаемые на основе термопластичных полимеров, и *терморективные* (реактопласты), получаемые на основе терморективных смол. Термопласты удобны для переработки в изделия, дают незначительную усадку при формовании (1–3 %). Материал отличается большой упругостью, малой хрупкостью и способностью к ориентации. Обычно термопласты изготавливают без наполнителя. В последние годы стали применять термопласты с наполнителями в виде минеральных и синтетических волокон (органопласты).

Терморективные полимеры после отверждения и перехода связующего в термостабильное состояние хрупки, часто дают большую усадку (до 10–15 %) при их переработке, поэтому в их состав вводят усиливающие наполнители.

По виду наполнителя пластмассы делят на:

- порошковые (карболиты) с наполнителями в виде древесной муки, графита, талька и др.;
- волокнистые с наполнителями в виде очесов хлопка и льна (волокниты), стеклянного волокна (стекловолокниты), асбеста (асбоволокниты);
- слоистые, содержащие листовые наполнители (листы бумаги в гетинаксе, хлопчатобумажные, стеклянные, асбестовые ткани в текстолите, стекло-текстолите и асботекстолите, древесный шпон в древеснослоистых пластиках);
- газонаполненные (наполнитель — воздух или нейтральные газы — пено- и поропласты).

По применению пластмассы можно подразделить на силовые (конструкционные, фрикционные и антифрикционные, электроизоляционные) и несиловые (оптически прозрачные, химически стойкие, электроизоляционные, теплоизоляционные, декоративные, уплотнительные, вспомогательные). Однако это

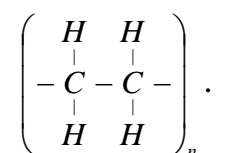
деление условно, так как одна и та же пластмасса может обладать разными свойствами.

Термопластичные пластмассы (термопласты)

В основе этих пластмасс лежат полимеры линейных и разветвленных структур, иногда в состав вводят пластификаторы. Они способны работать при температуре до 70 °С, специальные термостойкие полимеры до 400–600 °С. Предел прочности термопластов 10–100 МПа, модуль упругости $(1,8–3,5) \cdot 10^3$ МПа. Длительное статическое нагружение снижает прочность термопласта из-за появления вынужденно-эластической деформации.

Основные виды термопластов

Полиэтилен (ПЭ) — структурная формула:



Неполярен, получается полимеризацией газа этилена при низком или высоком давлении.

По плотности полиэтилен подразделяют на полиэтилен низкой плотности, получаемый в процессе полимеризации при высоком давлении (ПЭВД), содержащий 55–65 % кристаллической фазы, и полиэтилен высокой плотности, получаемый при низком давлении (ПЭНД), имеющий кристалличность до 74–95 %.

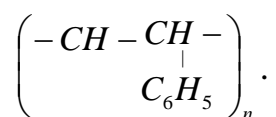
Чем выше плотность и кристалличность полиэтилена, тем выше прочность и теплостойкость материала. Длительно полиэтилен можно применять при температуре до 60–100 °С. Морозостойкость достигает –70 °С и ниже. Полиэтилен химически стоек и при нормальной температуре нерастворим ни в одном из известных растворителей.

Недостатком полиэтилена является его подверженность старению. Для защиты от старения в полиэтилен вводят стабилизаторы и ингибиторы (2–3 % сажи замедляют процессы старения в 30 раз).

Под действием ионизирующего излучения полиэтилен твердеет: приобретает большую прочность и теплостойкость.

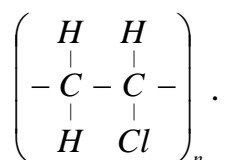
Выпускается в виде пленки, листов, труб, блоков. Применяется для изоляции проводов, коррозионно-стойких труб, прокладок, уплотнителей, шлангов, деталей высокочастотных установок, оболочек контейнеров.

Полистирол (ПС) — структурная формула:



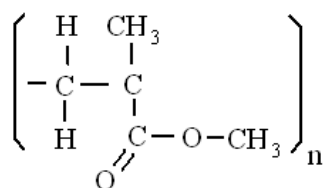
Полярный, аморфный, имеющий преимущественно линейное строение. Обладает высокой твердостью и жесткостью. Имеет высокие диэлектрические свойства, химическую стойкость в щелочах и кислотах, маслах. При температуре выше 200 °С разлагается с образованием стирола. Полистирол хрупок при низких температурах, на поверхности постепенно образуются трещины, приводящие к разрушению.

Поливинилхлорид (ПВХ) — линейный аморфный полимер, структурная формула:



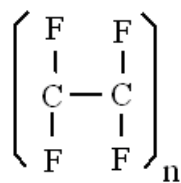
Полярен, существует в двух видах — блочный винипласт и пластикат. Винипласт содержит стабилизаторы, а пластикат — пластификаторы. ПВХ стоек во многих химически активных средах. Применяют как защитные покрытия, в виде труб для подачи агрессивных газов, жидкости, воды. Пластикат, содержащий до 40 % пластификатора, выпускается в виде труб, листов, лент, как кожезаменитель, уплотнитель гидросистем, изолятор проводов.

Полиметилакрилат (органическое стекло) — структурная формула:



Аморфный полимер, полярен, прозрачен, стоек к разбавленным кислотам и щелочам, но растворяется в органических кислотах, может работать при температуре от -60 до +80 °С. Выпускается в виде листов 0,8–4 мм для изготовления многослойных стекол (триплексов), остекления кабин самолетов и автомобилей, создания оптических линз.

Политетрафторэтилен (фторопласт 4) — структурная формула:



Неполярен, имеет аморфно-кристаллическую структуру, способен работать при температуре до 250 °С. Имеет невысокую твердость, обладает уникальной химической стойкостью в соляной, серной, азотной кислотах, царской водке, в щелочах и перекисях. Этот материал не горит и не смачивается водой и многими жидкостями. Не охрупчивается до –269 °С и сохраняет пластичность до –80 °С. Имеет низкий коэффициент трения (0,04), не зависящий от температуры.

Недостатком являются токсичность из-за выделения фтора во время работы при высоких температурах и трудность переработки из-за низкой пластичности.

Служит для изготовления деталей, стойких к действию агрессивных сред (емкости для хранения сильных окислителей, аккумуляторы, трубы, шланги, мембраны, уплотнители, антифрикционные покрытия на металлических втулках, подшипниках, а также на электрических и радиотехнических деталях). Свойства некоторых термопластов приведены в табл. 7.1.

Таблица 7.1

Механические свойства термопластичных пластмасс

Материал	Плотность, г/см ³	Рабочая температура, °С		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	E , МПа	δ , %	a_n , кДж/м ²
		min	max				
Полиэтилен ПЭВД	0,913	–70	+70	10–17	120–260	15–20	Не ломается
Полиэтилен ПЭНД	0,949	–70	+80	18–35	650–750	10–12	2–150
Полистирол	1 050	–40	+65	35	2 700	1,5	16–20
Фторопласт4	2 240	–269	250	14–35	470–850	250–350	10–100
Поливинилхлорид	1 400	–40	+70	40–120	2 600–3 000	5–100	75–80
Полиметилакрид	1 200	–60	60	63–100	2 900– 4 160	2,5–20	8–18

Терморезактивные пластмассы (терморезактопласты)

Эти материалы изготавливаются на основе терморезактивных смол — формальдегидных, аминокальдегидных, эпоксидных, кремнеорганических, полиамидных, полиэфиров, которые являются связующим веществом. Смолы склеивают как отдельные слои наполнителя, так и элементарные волокна, воспринимая нагрузку одновременно с ними. Это полярные материалы, имеющие коэффициент линейного расширения, близкий к наполнителю — порошкам, волокнам и др.

Пластмассы с порошковым наполнителем. В качестве наполнителя применяют *древесную муку, молотые кварц, асбест, слюду, графит* и т.д. Имеют невысокие механические свойства, водостойки, химически стойки, обладают повышенными электроизоляционными показателями, устойчивы к влажному тропическому климату.

Пластмассы на основе резольных и наволочных смол с асбестовым или слюдяным наполнителем. Жаростойки и влагостойки. Маркируются эти пластмассы буквой К, номером связующей смолы, и цифрой, соответствующей наполнителю: целлюлоза — 1, древесная мука — 2, слюдяная мука — 3, плавиковый шпат — 4, молотый кварц — 5, асбест — 6. Например, К220-2-3 резольная смола № 220, древесная (2) и слюдяная (3) мука.

Пресс-порошки делятся на три группы:

- 1) для ненагруженных деталей;
- 2) для деталей электротехнического назначения;
- 3) специального назначения (влаго- и теплостойкие, грибостойкие, повышенной прочности).

Пластмассы с волокнистым наполнителем. В зависимости от наполнителя различают следующие марки пластмасс: *хлопковые очесы (волокнит) Вл, асбестовые нити (асбоволокнит) Кб, КФЗ, стеклянное волокно — стекловолокнит (АГ-4В, АГ-4С)*. Эти материалы обладают большей, чем порошковые пластмассы, ударной вязкостью и прочностью при растяжении.

Асбоволокниты. Наполнитель — асбест, связующее — формальдегидная смола. Применяют для фрикционных дисков, колодок тормозов.

Стекловолокниты. Наполнитель — стекловолокно, связующее — синтетическая смола. Применяют для деталей любой конфигурации, работающих в диапазоне температур -60° до $+200^{\circ}$ С. Волокниты применяют также для деталей общего технического назначения: силовые детали (шкивы, моховики, втулки), электроизоляторы.

Слоистые пластмассы (текстолиты). Наполнитель — листы различных материалов, уложенные слоями. Они придают материалу пластичность, но формируют анизотропию свойств. Связующим являются различные смолы. Материал выпускают в виде заготовок, труб, листов, из которых делают различные детали.

Текстолит. Наполнитель — хлопчатобумажная ткань, связующее — терморезистивные смолы. По назначению подразделяются на конструктивные (ПТК, ПТ, ПТМ), электротехнические (А, БГ, ВЧ), гибкие — прокладочные. Применяются для изготовления зубчатых колес, вкладышей подшипников. Могут заменять бронзу. Рабочая температура не должна превышать 90 °С. Вкладыши подшипников применяют в прокатных станах, турбинах, насосах и т.д.

Асботекстолит. Наполнитель — асбестовая ткань и до 43 % связующие смолы. Конструкционный, фрикционный и термоизоляционный материал.

Применяют для изготовления лопаток бензонасосов, фрикционных дисков, тормозных колодок, в качестве теплозащитного и теплоизоляционного материала.

Стеклотекстолит. Наполнитель — стеклянные ткани из органически стекла. Обладает высокой прочностью ($\sigma_s > 500$ МПа), по удельной прочности превосходит металлические сплавы, коррозионностоек, термостоек, имеет высокие диэлектрические свойства. Широко применяется в самолетостроении, электротехнике (обшивка крыльев, закрылки детали оперения и т.д.).

Марки: *КАСТ* (основа — формальдегидная смола), *СТК*, *СТК-9Ф*, *СК-9А* (основа — кремнийорганические смолы).

ДСП — древесно-слоистая пластмасса. Наполнитель — тонкие листы древесного шпона, пропитанные феноло- и крезольно-формальдегидным смолами и спрессованные в виде листов и плит. Имеет высокие физические механические свойства, низкий коэффициент трения. Заменяет текстолит, цветные сплавы. Применяют для зубчатых колес, работающих без шума, подшипников, втулок, шкивов, деталей лодок, текстильных машин и т.д.

Гетинакс. Наполнитель — бумага, основа — различные смолы. Различают два вида пластмасс — электротехнические и декоративные. Декоративный вид пластмасс работает при температуре 120–140 °С, устойчив против химического воздействия. Применяется для обшивки вагонов, кабин самолетов, кают, в строительстве.

Газонаполненные пластмассы

Газонаполненные пластмассы — гетерогенные дисперсные системы, состоящие из твердой или упругоэластичной фаз.

Структура этих пластмасс: эластичный полимер как связка, который образует стенки элементарных ячеек или пор с распределенной в них фазой — наполнителем — газом.

Подобная структура определяет малую плотность и высокие теплоизоляционные и звукоизоляционные свойства.

Пенопласт изготавливают на основе полистирола, поливинилхлорида, фенола, эпоксидных смол, полиуретана, поролона и др. полимеров при их вспенивании в состоянии высокоэластичной деформации, т.е. при температурах, превышающих t_c на 10–20 °С. Пенопласты имеют ячеистую структуру, газообразные наполнители отделены друг от друга и от окружающей среды тонким слоем полимера.

Пористая структура получается введением в состав смол газообразователей — $(\text{NH}_4)\text{CO}_3$, NaHCO_3 , органических порофоров (азодинитрил, подиизоцианид и др.). Пенополистирол (ПС), пенополивинил-хлорид (ПВХ) способны работать до +60 °С. Фенолкаучуковые пенопласты способны работать до 120 °С. Добавки в их состав алюминиевой пудры (ФК-20-А-20) повышают рабочую температуру до 250 °С.

Используются пенопласты как теплоизоляционный материал, применяемый в холодильниках, рефрижераторах, для ударопоглощающей тары, звукоизоляторов и т.д.

Поропласты (губчатые материалы) — открытодыристая структура, система ячеек с частично разрушенными перегородками. Газообразная фаза в такой системе может циркулировать. Изготавливают поропласты на основе простых полимеров, вводя в состав композиций вещества, способные выкипать при нагреве или вымываться, что приводит к образованию пор. Поропласты выпускают в виде блоков с пленкой на поверхности. Эти материалы отличаются высокой звукопоглощающей способностью.

Сотопласты изготавливают из гофрированных листов полимера, склеенных в виде пчелиных сот. Применяются для обшивки панелей и как теплоизоляционный, электроизоляционный материал.

Композиционные материалы

Основные определения и классификация композиционных материалов

Композиционный материал (КМ) — это материал, состоящий из двух или нескольких компонентов, которые отличаются по своей природе или химическому составу, где компоненты объединены в единую монолитную структуру с границей раздела между структурными составляющими (компонентами), опти-

мальное сочетание которых позволяет получить комплекс физико-химических и механических свойств, отличающихся от комплекса свойств компонентов.

Компонент, непрерывный во всем объеме композиционного материала, называется *матрицей*. Компонент или компоненты прерывистые, разъединенные матрицей, называются *арматурой* или *армирующим компонентом*, или, иногда, *наполнителем*. Понятие «армирующий» означает «введенный в материал с целью изменения его свойств», но не несет в себе однозначного понятия «упрочняющий».

Композиционный материал классифицируется по нескольким основным признакам:

- а) материалу матрицы и армирующих компонентов;
- б) структуре: геометрии (морфологии) и расположению компонентов (структурных составляющих);
- в) методу получения;
- г) области применения.

Материал матрицы и армирующих компонентов

Характеристика композиционных материалов по материалу матрицы и армирующих компонентов указывает на их физико-химическую природу. В настоящее время по материалу матрицы различают:

1. *Металлические композиционные материалы или композиционные материалы на основе металлов и сплавов.* Чаще всего используются алюминий, магний, титан, медь и сплавы на их основе. Также делаются попытки использовать в качестве матрицы высокопрочные стали, тугоплавкие металлы и сплавы.

2. *Композиционные материалы на основе интерметаллидов,* когда в качестве матрицы используются интерметаллиды — химические соединения металлов с металлами. Это относительно новый класс композиционных материалов, в котором в качестве материала матрицы используются жаропрочные интерметаллиды Ti_3Al , $TiAl$, $NiAl$, Ni_3Al и др. Иногда к этой группе КМ относят композиты на основе силицидов металлов типа $MoSi_2$, Nb_5Si_3 и т.д.

3. *Керамические композиционные материалы.* В качестве матрицы этих материалов используются неорганические соединения оксидов, карбидов, нитридов и т.п. Это относительно новый класс композиционных материалов, который имеет перспективы как класс супержаропрочных материалов.

4. Композиционные материалы на основе неметаллических компонентов.

Это прежде всего композиционные материалы на основе углерода, которые считаются одними из самых перспективных конструкционных материалов, особенно в сочетании с углеродными волокнами.

5. Композиционные материалы с матрицей из полимеров. Эпоксидные, полиэфирные и некоторые другие термоактивные смолы, а также полимерные термопласты являются наиболее широко распространенной группой конструкционных композитов. В качестве армирующих компонентов (наполнителей) полимерных композиционных материалов (ПКМ) обычно применяют твердые наполнители: непрерывные и дискретные волокна различной природы, ткани и нетканые материалы на основе этих волокон. Наибольшее распространение получили пластики, армированные стеклянными, углеродными, органическими, борными и некоторыми другими видами волокон.

Армирующие компоненты, или наполнители, во многом определяют свойства КМ. В настоящее время широкое применение нашли армирующие компоненты, изготовленные из:

- металлов и сплавов (сталь, бериллий, вольфрамат титана и др.);
- неметаллов, таких как углерод и бор;
- керамики Al_2O_3 , SiC, TiB_2 , TiC, AlN и др.;
- стекол, таких как стекло E и стекло S;
- органических веществ, таких как лавсан, кевлар, полиэтилен и др.

Структура: геометрия (морфология)

и расположение компонентов структурных составляющих

Композиционные материалы относятся к одному из следующих классов:

- дисперсноупрочненные композиты и композиты, армированные частицами;
- волокнистые композиты;
- слоистые композиционные материалы.

С учетом размера и распределения вторых фаз или армирующих компонентов в каждом из классов композиционных материалов можно выделить подклассы:

- субмикроструктурированные композиты: размер частиц (d_u), толщина волокна (d_e) много меньше 1 мкм ($d \ll 1$ мкм);
- микроструктурированные композиты: размер частиц, толщина волокна или слоя (d_c) имеет порядок микрона ($d \sim 1$ мкм);

- макроструктурированные композиты: макроскопические размеры компонентов имеют порядок миллиметров ($d \gg 0,1$ мм).

Рассмотрим характеристики композиционных материалов в соответствии с морфологией фаз или геометрией армирующих компонентов.

1. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы, армированные частицами (рис. 7.10, а).

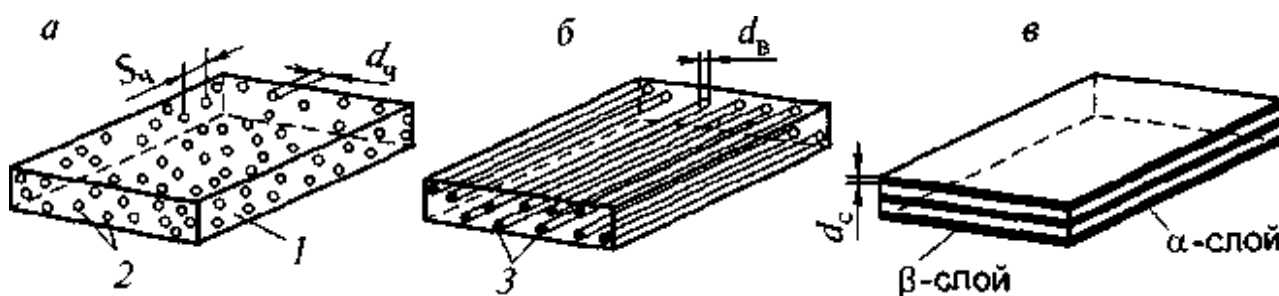


Рис. 7.10. Схематическое изображение различных микроструктур КМ:
 1 — матрица; 2 — армирующие частицы диаметром $d_ч$;
 3 — армирующие волокна диаметром $d_в$; $d_с$ — толщина слоя в слоистом α - β -композите; $S_ч$ — расстояние между частицами

По геометрическому признаку эти композиты относятся к одному классу, так как армирующий компонент является нульмерным компонентом, имеющим все три размера одного и того же порядка. Частицы второго компонента (фазы) беспорядочно распределены в матрице и в зависимости от их количества могут либо упрочнять матрицу, препятствуя развитию дислокационного скольжения при приложении нагрузки, либо «разгружают» матрицу, воспринимая часть приложенной нагрузки. В первом случае композиционный материал относится к дисперсноупрочненным, во втором — к армированным частицам и композитам. В дисперсноупрочненных композитах размер частиц $d_ч \ll 1$ мкм (субмикроструктурированные композиты), а их количество составляет 1–15 %. В качестве дисперсных фаз обычно используют оксиды, бориды, карбиды, силициды. Возможно также использование интерметаллидов. Эффективность упрочнения матрицы некогерентными дисперсными частицами фаз зависит от их размера и расстояния между соседними частицами. Наибольший эффект упрочнения наблюдается при размере частиц меньше 0,1 мкм, расстоянии между ними $S_ч = 0,01$ –0,3 мкм и количестве около 15 %. Дисперсионные композиционные материалы имеют сходство с традиционными дисперсионно-твердеющими сплавами, в которых дисперсные частицы, выделяющиеся при старении, также упроч-

няют матрицу. Однако в дисперсионно-твердеющих сплавах эффект упрочнения снижается при нагреве за счет растворения, коагуляции и разупорядочивания. Главное же преимущество дисперсно-упрочненных композитов состоит не в повышении предела текучести при комнатной температуре, а в способности сохранять высокий уровень предела текучести и соответственно увеличивать сопротивление ползучести матрицы в широкой температурной области. Поэтому в качестве дисперсных фаз целесообразно использовать фазы, которые не растворимы в матрице и некогерентны с ней.

Роль армирующих частиц сводится не столько к упрочнению матрицы, сколько к перераспределению приложенной нагрузки между матрицей и наполнителем. Причем важное назначение матрицы — это передача нагрузки армирующим частицам. Отметим, что свою роль армирующие частицы выполняют, если их содержание превышает 25 %.

В качестве армирующих компонентов используют металлы, интерметаллиды, оксиды, нитриды и другие вещества, существенно отличающиеся от матрицы по физико-механическим свойствам.

2. Волокнистые композиционные материалы. Это в основном микроструктурированные композиционные материалы, характеризующиеся тем, что в качестве наполнителя используются одномерные армирующие компоненты, один из размеров которых значительно превышает два других. В волокнистых композиционных материалах пластичная матрица армирована высокопрочными волокнами толщиной от нескольких микрометров до сотен микрометров. В качестве армирующих волокон могут использоваться: металлические проволоки, усы и кристаллы фаз, полученных направленной кристаллизацией; волокна неметаллов, таких как углерод и бор, полученных по специальным технологиям; керамические волокна на основе Al_2O_3 , SiC и др.; стекловолокно; органические волокна (полиэтиленовые, полиэфирные, полиамидные и др.).

Волокна имеют очень высокие механические свойства. Именно это позволяет реализовать идею создания волокнисто-армированных микро- и макроструктур как структур материалов, в которых волокна, имеющие более высокий модуль упругости и предел прочности, чем матрица, воспринимают основную долю нагрузки.

Содержание волокон в матрице может меняться в широких пределах. Теоретически максимальное содержание волокон может достигать 91 % объема. Однако в реальных условиях уже при объемной доле волокон 80 % возни-

кают проблемы на границе раздела волокно — матрица, что приводит к ухудшению свойств волокнистого композита.

Естественно, что выбор природы волокна определяется назначением композита и материалом матрицы, прежде всего физико-химической природой взаимодействия на границе раздела матрица — волокно. Однако при прочих равных условиях комплекс свойств волокнистого композита определяется геометрической схемой армирования (рис. 7.11). Схемы хаотичного армирования короткими волокнами, одномерно армированные короткими и длинными волокнами, могут быть использованы для любой матрицы, в то время как остальные — в основном только для полимерной матрицы. Следует также отметить, что схемы двумерного и пространственного армирования легче всего реализуются при изготовлении деталей и узлов из полимерных материалов.

3. Слоистые композиционные материалы. Этот класс композитов характеризуется тем, что фазы или компоненты расположены послойно (см. рис. 7.10, в). Они состоят из компонентов, имеющих два размера, которые значительно превышают третий. Естественно, что в слоистых композиционных материалах не имеет смысла делить компоненты на матрицу и арматуру. На субмикроструктурированном уровне слоистые композиты могут быть реализованы при осаждении из паровой фазы, а на микроструктурированном уровне — в слоистых эвтектических структурах, полученных направленной кристаллизацией (например, системы типа Al-CuAl₂, Cd-Sn, Al-Zn, Co-CoBe и др.). На макроскопическом уровне слоистые композиты могут быть реализованы в парах металл-металл, полимер-полимер, металл-полимер. Они представляют собой слои разнородных материалов толщиной от 100 до 1 000 мкм с различной природой границы раздела. Однако независимо от природы взаимодействия компонентов на границе раздела связь между слоями должна быть достаточна для исключения необратимого перемещения одного слоя относительно другого при воздействии механической нагрузки и температуры.

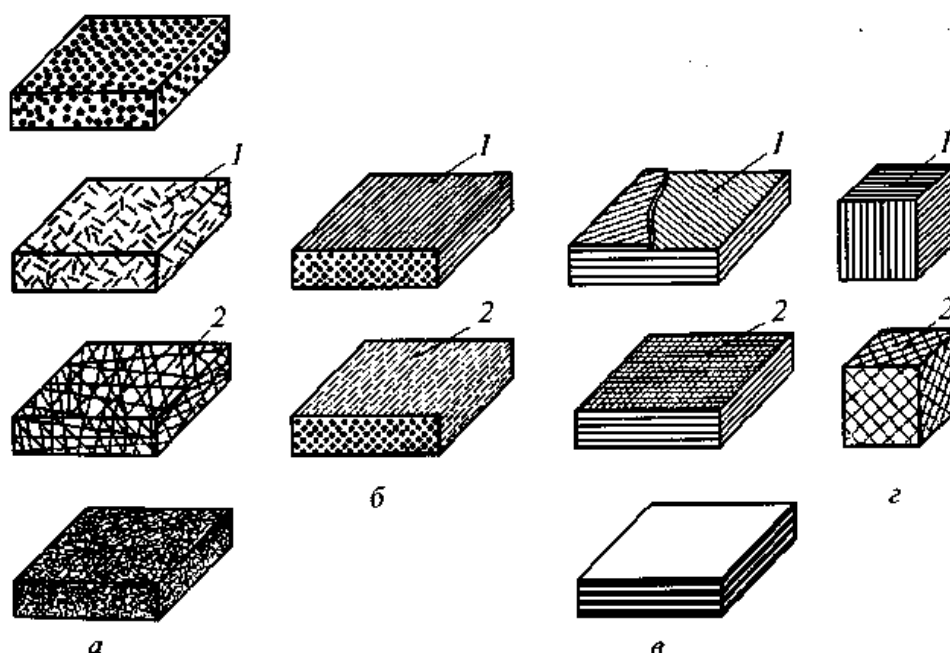


Рис. 7.11. Классификация волокнистых КМ по конструктивному признаку: *а* — хаотически армированные: 1 — короткие волокна; 2 — непрерывные волокна; *б* — одномерно армированные: 1 — однонаправленные непрерывные; 2 — однонаправленные короткие; *в* — двумерно армированные: 1 — непрерывные нити; 2 — ткани; *г* — пространственно армированные: 1 — три семейства нитей; 2 — *n* семейств нитей

Методы получения композиционных материалов

Классификация композиционных материалов по методам получения является в определенной степени условной и временной, отражающей сегодняшний уровень технологических достижений. Можно выделить следующие процессы получения и обработки композитов:

- химические, связанные с химическим, электрохимическим и термохимическим осаждением;
- газо- и парофазные, связанные с конденсацией из газовой и паровой фазы;
- жидкофазные, связанные с направленной кристаллизацией и (или) пропиткой подготовленных каркасов наполнителя;
- твердофазные, связанные прежде всего с порошковой технологией диффузионным сращиванием и другими термомеханическими технологиями;
- комбинированные, основанные на сочетании перечисленных выше процессов.

Области применения

Обычно композиционные материалы стараются не классифицировать по применению, так как любая классификация носит достаточно условный и подчас конъюнктурный характер, поскольку композиционные материалы обычно многоцелевые. Тем не менее в первом приближении все композиционные материалы можно разделить на конструкционные и функциональные. Последние представляют большую группу материалов с особыми физическими свойствами и в настоящей главе рассматриваться не будут. Основное внимание будет уделено конструкционным композиционным материалам — материалам, из которых изготавливаются конструкции и детали машин, работающих в условиях механических нагрузок.

Помимо необходимости воспринимать механические нагрузки, композиционный материал должен выполнять и дополнительные функции. Поэтому конструкционные композиционные материалы в некоторой степени являются и функциональными в зависимости от назначения, помимо комплекса механических свойств, должны обладать еще и комплексом специальных свойств, например, жаропрочностью и жаростойкостью, коррозионностойкостью, износостойкостью и т.д. Соответственно и конструкционные композиционные материалы должны разделяться на подклассы различного назначения или, что наиболее желательно, один и тот же композит должен обеспечивать необходимый комплекс механических и специальных свойств.

Металлические композиционные материалы

КМ с металлической матрицей впервые начали применяться в авиакосмической технике, где была приемлема высокая стоимость их производства. В настоящее время совершенствование технологии их производства сделало возможным применение КМ с металлической матрицей в автомобильной промышленности, судостроении и других отраслях техники, где требуется сочетание высокой прочности, жесткости, а также высокое сопротивление износу, воздействию высокой температуры и агрессивных сред. Упрочнение КМ с металлической матрицей осуществляется частицами различных форм и размеров, непрерывными и прерывистыми волокнами. КМ с упрочняющими частицами отличаются от КМ упрочненных волокнами, изотропностью свойств, более низкой стоимостью производства и возможностью последующей обработки.

Перспективы эффективного использования КМ с алюминиевой матрицей обусловлены достаточно высокими удельными прочностными характеристиками материала матрицы, например, применение волокнистых КМ с алюминиевой матрицей позволяет получить значительное преимущество в удельной жесткости и снизить массу конструкции на 30–40 %. К числу достоинств данных материалов следует относить и достаточно низкие технологические температурные параметры: до 600 °С при получении КМ твердофазными методами и до 800 °С — жидкофазными. Алюминиевая матрица отличается высокими технологическими свойствами, обеспечивает достижение широкого спектра механических и эксплуатационных свойств. При дискретном армировании КМ с алюминиевой матрицей используют частицы из высокопрочных, высокомодульных тугоплавких веществ с высокой энергией межатомной связи — графита, бора, тугоплавких металлов, карбидов, нитридов, боридов, оксидов, а также нитевидные кристаллы и короткие волокна. Существуют различные способы совмещения алюминиевых матриц с дисперсной упрочняющей фазой: твердофазное или жидкофазное компактирование порошковых смесей, в том числе приготовленных механическим легированием; литейные технологии пропитки пористых каркасов из порошков или коротких волокон, или механического замешивания дисперсных наполнителей в металлические расплавы; газотермическое напыление композиционных смесей.

КМ с алюминиевой матрицей, армированные дисперсными частицами, обладают сравнительно невысокими прочностными свойствами, но их отличают повышенные значения модуля упругости и предела текучести, а также износостойкости. Армирующие частицы микронных размеров, введенные в алюминиевую матрицу, повышают износостойкость сплавов, увеличивают гетерогенность. Модуль упругости при армировании частицами возрастает медленнее, чем при армировании нитевидными кристаллами, однако остаточное удлинение при армировании частицами падает в значительно меньшей степени.

Эффект упрочнения данных КМ обусловлен обходом частиц дислокациями и соответствующим затруднением деформации композиционного материала. Степень упрочнения обратно пропорциональна среднему расстоянию между частицами и их размером. Свойства КМ, упрочненных частицами, зависят от равномерности распределения частиц в матрице. Методы количественной оценки равномерности распределения частиц в матрице базируются в основном на обработке металлографических изображений структуры КМ.

Изотропный дисперсионноупрочненный КМ марки ДКА-1К на основе алюминиевого сплава системы Al-Mg, армированный дисперсными тугоплавкими частицами карбида кремния, при 20%-ном объемном содержании дисперсной компоненты имеет удельную прочность и жесткость в 1,5 раза выше, чем у алюминиевых сплавов, применяемых в судостроении, и обладает исключительно высокой для материалов этого класса жаростойкостью, т.е. способен определенное время (до 30 мин) работать при температурах вплоть до 900 °С без изменения формы. Это имеет большое значение для обеспечения пожаробезопасности судов с динамическими принципами поддержания.

Объединение высокопластичной алюминиевой матрицы и высокопрочных нитевидных кристаллов и частиц позволяет получать антифрикционные материалы с гетерофазной структурой. В табл. 7.2 дана характеристика влияния армирования частицами на сопротивление износу алюмоматричных КМ.

Таблица 7.2

Влияние армирования частицами на сопротивление износу алюмоматричных КМ

Характер влияния армирования частицами	
Положительный	Отрицательный
<ul style="list-style-type: none"> • перераспределение нагрузки (повышение несущей способности); • повышение сопротивлению схватыванию, образованию задиров; • повышение термической стабильности; • ускоренное деформационное упрочнение 	<ul style="list-style-type: none"> • формирование мест преимущественного зарождения трещин; • ускорение распространения трещин; • формирование «третьего тела», содержащего твердые частицы

КМ с алюминиевой матрицей применяются для изготовления некоторых деталей транспортных средств. К основным преимуществам их использования относятся в основном уменьшение массы детали, снижение износа, увеличение срока службы.

Волокнистые композиционные материалы (ВКМ) с алюминиевой матрицей отличаются высокими упруго-прочностными свойствами. Для армирования алюминиевой матрицы используют борные, углеродные, карбидокремниевые и оксидные (Al₂O₃) волокна. При выборе материала для армирования алюминиевой матрицы следует отметить тот факт, что благодаря высокой пластичности матрицы допускается значительная разница в коэффициентах линейного тер-

мического расширения матрицы и волокон. Основными операциями технологии производства ВКМ с алюминиевой матрицей являются получение ВКМ методом плазменного напыления матричного сплава на слой армирующих волокон и компактирование собранного из них пакета в изостатических условиях. При такой технологической схеме удастся полностью устранить разориентацию волокон отдельных монослоев и без затруднений набрать исходный пакет для формирования листов толщиной, изменяющейся в достаточно широком диапазоне. Кроме того, к достоинствам данной схемы относится возможность получения длинномерных заготовок, а также использование различных видов волокон при единой схеме технологического процесса.

Термообработка волокнистых КМ с алюминиевой матрицей приводит к уменьшению прочности и повышению модуля упругости, кроме того, прочность растет с понижением температуры нагрева заготовки. Преимущественным механизмом разрушения является сдвиговое разрушение вдоль волокна, что свидетельствует о малой прочности границы раздела матрица-волокно. Волокнистые КМ с алюминиевой матрицей отличает высокая демпфирующая способность, что обеспечивает надежность и долговечность при работе в условиях сильных вибраций.

Наибольшее распространение среди КМ благодаря лучшему комплексу технологических, коррозионных характеристик и достаточно высоким механическим свойствам получил класс конструкционных материалов, называемых боралюминием. Примером могут служить такие композиции, как Д20-АД1-В, АД1-АМг6-В и др. Типичными представителями бора-люминиев являются материалы марки ВКА-1, ВКА-1Б. Конструкционные волокнистые композиционные материалы на основе свариваемого коррозионностойкого алюминиевого сплава марки 1561, армированного высокопрочными высокомодульными непрерывными волокнами бора (материал марки ВКА-1Б) и тонкой стальной проволокой ВНС-9 (материал марки КАС-1), разработаны целенаправленно для использования их в качестве усиливающих элементов (в направлении действия главных напряжений) в высоконагруженных корпусных конструкциях из алюминиевого сплава судов. Данные КМ относятся к разряду анизотропных, максимальные прочность и жесткость реализуются в направлении армирования в соответствии с законом аддитивности. Ниже приведены типичные физико-механические свойства КМ марок ВКА-1Б и КАС-1 в направлении армирования при объемном содержании армирующих волокон 40–45 %:

	ВКА-1Б	КАС-1
Предел прочности, МПа:		
• при растяжении	1 100	1 300
• при изгибе	1 500	1 400
• при сжатии	> 2 000	1400
Модуль нормальной упругости, ГПа	> 200	110
Плотность, г/см ³	2,65	4,2
Прочность при сдвиге, МПа	150	140
Ограниченный предел усталости на базе $2 \cdot 10^6$ цикл., МПа	700	400

Использование КМ на основе алюминиевых и магниевых сплавов с волокнами В, SiC, обладающих высоким уровнем прочности (1 200–1 400 МПа) и модулем упругости (230 000 МПа), перспективно для изготовления рабочих и статорных лопаток вентилятора, работающих при 350–400 °С. По удельной прочности и жесткости материал превосходит эти сплавы в 2-3 раза.

КМ с магниевой матрицей

КМ с магниевой матрицей отличаются малой плотностью. В качестве матричных сплавов применяют сплавы МА2-1, МА5, МА8 и некоторые другие. При создании КМ с магниевой матрицей применяются углеродное и борное волокна и волокно карбида кремния. Для изготовления данных КМ могут быть использованы технологии пропитки, компрессионного литья и горячего изостатического прессования.

КМ с титановой матрицей

Для упрочнения титановой матрицы используется целый ряд соединений, к ним относятся TiB₂, TiN, B₄C, ZrC, SiC, TiB, TiC и Al₂O₃.

При выборе упрочняющей частицы следует учитывать стабильность упрочняющей фазы в титановой матрице. Проблема заключается в формировании охрупчивающихся зон реакции вследствие высокой химической активности титана в процессе производства КМ. Например, значительные зоны реакции с образованием соединений TiC и Ti₅Si₃ отмечались вокруг частиц SiC. При создании волокнистых композиционных материалов Ti-SiC основной задачей была разработка покрытий, включающих углерод и TiB₂, толщиной около 5 мкм, призванных уменьшить скорость реакции. Однако данный подход, из практиче-

ских и экономических соображений, неприемлем к КМ с упрочняющими частицами. Частицы TiC не стабильны при обработке, быстро растут и образуют целый ряд соединений. Частицы TiB отличаются стабильностью, это объясняется низкой растворимостью бора в титане [$< 0,001\%$ (ат.)]. Таким образом, упрочняющая фаза не должна вступать в реакции с матрицей и сохранять стабильность при температурах обработки. В наибольшей степени этим требованиям соответствуют частицы TiB, коэффициент термического расширения которых близок коэффициенту титана, а модуль Юнга отличается высоким значением. Поэтому в настоящее время особое внимание уделяется именно композиционным материалам Ti-TiB.

При производстве КМ с титановой матрицей используются различные технологии, в том числе порошковые. При использовании порошковых технологий необходимо применять компактирование, которое включает холодное прессование и спекание, горячее изостатическое прессование или прямую экструзию порошка. Холодное прессование является самым оптимальным по затратам методом. ГИП отличается более высокой стоимостью, однако обеспечивает значительно меньшую пористость, эффективность данного метода увеличивается по мере увеличения размеров обрабатываемой партии. При производстве таких КМ, как Ti-TiB, Ti-6Al-4V-TiB₂, используется метод смешивания порошков. Титановый порошок смешивается с порошком бора или боридов и подвергается консолидации. Для улучшения распределения бора и боридов применяется механическое измельчение, которое основано на деформации и разрушении частиц для получения их равномерного распределения в титане. Перспективным методом является вакуумный дуговой переплав. Частицы TiB формируются как первичные, так и в форме игл эвтектики. При этом следует избегать формирования крупных частиц размером 100–200 мкм, так как в процессе обработки и холодной деформации возможно их растрескивание. Быстрая кристаллизация может быть использована для получения ленты из метастабильного, пересыщенного бором, твердого раствора α -Ti или для получения порошка. Однако следует отметить, что методы, связанные с быстрой кристаллизацией, являются высокочрезвычайно трудоемкими, что затрудняет их промышленное применение. Такие методы вторичного формования, как прокатка, штамповка и экструзия, вызывают потерю изотропии, а это может стать причиной проблем при определенном использовании данных КМ.

Если сравнивать механические и эксплуатационные свойства КМ с титановой матрицей и свойства традиционных титановых сплавов, то по ряду параметров КМ существенно их превосходят. КМ имеют повышенную жесткость,

высокое сопротивление ползучести и усталостному разрушению, а также обладают износостойкостью.

Композиционные материалы с титановой матрицей являются перспективными жаропрочными материалами для авиакосмической техники и найдут применение в новых конструкциях реактивных двигателей, где возникает необходимость в материалах, выдерживающих температуру эксплуатации до 800 °С. Использование композиционного материала позволяет значительно снизить массу конструкции, что крайне необходимо для аэрокосмической техники. В настоящее время ведутся исследования по созданию из КМ деталей компрессора, например лопаток, турбин и др. К материалу матрицы жаропрочного КМ предъявляются следующие требования: значительное сопротивление окислению, высокая прочность при повышенных температурах, удовлетворительная пластичность при комнатной температуре. Между материалом волокон и матрицей не должно происходить химического взаимодействия при повышенных температурах. В качестве матрицы жаропрочных КМ могут быть использованы псевдо- α -титановые сплавы. В качестве упрочнителя выступают волокна SiC. При производстве данных КМ используются технологии магнетронного распыления и горячее изостатическое прессование. Для предотвращения химического взаимодействия при повышенной температуре волокна и матрицы используются защитные покрытия волокон и метод фазовой сегрегации. Проблема термической стабильности для таких КМ решена до температур 700 °С. КМ на основе титановой матрицы, упрочненные волокнами SiC, Nb и В или волокнами В с покрытиями, могут быть использованы для изготовления деталей компрессора высокого давления. Применение данных КМ обеспечит снижение массы деталей на 30 % и повышение их температуры эксплуатации до 600 °С.

Слоистые композиционные материалы

Слоистые интерметаллидные композиты (СИК) представляют собой принципиально новый класс конструкционных материалов, обладающих уникальным сочетанием физических (электрических, тепловых, магнитных и др.) и механических (жаропрочных, удельной прочности и др.) свойств. Их реализация оказалась возможной благодаря оптимальному конструированию структуры в виде чередующихся по толщине сплошных основных и интерметаллидных слоев. В качестве основных слоев используются разнородные металлы из сочетаний Ti-Fe, Mg-Al, Cu-Al, Nb-Fe и др., способные за счет реактивной диффузии при нагревах образовывать интерметаллидные прослойки заданной толщи-

ны. От их объемной доли и состава зависят физические и механические свойства композитов. Так, СИК системы Ti-Fe в диапазоне рабочих температур 600–850 °С обладают жаропрочностью, превышающей в 4–9 раз жаропрочность исходных металлов, что выше жаропрочности большинства дорогостоящих высоколегированных сталей. В исследованном диапазоне температур 20–400 °С титано-стальной композит является, по существу, «тепловым изолятором», поскольку его теплопроводность в 48–62 раза ниже, чем у стали, в 16–18 раз ниже, чем у титана. С помощью сварки взрывом, штамповки, вальцовки, гибки, термообработки и других операций существует возможность создавать плоские и объемные титано-стальные узлы и конструкции типа ребро-настил, ребро-обечайка, тавровые и двутавровые профили и т.п. Технология сварки взрывом может быть использована и при изготовлении биметаллов, например биметалла сталь 12Х18Н10Т + титан ВТ 1-0.

Современные металлополимерные материалы начали разрабатываться в начале 80-х гг. XX в. К ним относится материал АЛОР, созданный российскими учеными. Они предназначены для изготовления элементов конструкции летательных аппаратов. АЛОР представляет собой сочетание чередующихся, адгезионно соединенных слоев органопластика и алюминиевого сплава. Равнопрочный АЛОР имеет механические свойства на уровне алюминиевого сплава, однако за счет более низкой плотности достигается выигрыш по массе. Кроме того, скорость роста усталостной трещины в АЛОРе, по сравнению с алюминиевым сплавом, значительно ниже. Прочность АЛОРа возрастает с увеличением содержания в нем органопластика.

Алюмоплексостеклопластики (СИАЛы — в России и GLARE — в Западной Европе и США) являются новым перспективным семейством гибридных листовых КМ, предназначенных для конструкционного использования в основных элементах летательных аппаратов. Они включают тонкие (0,25–0,6 мм) алюминиевые листы и промежуточные тонкие (0,2–0,4 мм) слои полимерного композита, состоящего из терморезактивных клеевых и термопластичных связующих с высокопрочными армирующими стеклянными волокнами. Данные материалы предназначены для замены алюминиевых конструкционных монолитных листов с целью снижения массы (на 15–40 %), повышения надежности и, соответственно, безопасности, снижения стоимости эксплуатации конструкций нового поколения. Рекомендуются для применения в авиационной технике — для обшивок фюзеляжа, крыла (особенно в зонах, подверженных акустической усталости), обшивок люков, дверей. Они эффективны в качестве стоперов трещин при ремонтных работах обшивок и внутренних элементов самолета.

Направленно закристаллизованные эвтектические сплавы

Для длительной высокотемпературной службы наиболее применимыми с точки зрения термической стабильности являются композиты, фазовый состав которых соответствует псевдодвойным разрезам тройных или многокомпонентных систем, в которых упрочняющая фаза (волокно или частица) находится в равновесии с материалом упрочняемой матрицы. При этом удастся избежать протекания реакций взаимодействия между ними и появления при производстве композита или его длительной высокотемпературной службе промежуточных фаз, иногда значительно более легкоплавких и хрупких, чем исходные составляющие композита, что ведет к его деградации. Такой подход к выбору пар для термодинамически стабильных композитов послужил началом большого научного направления — создания класса «естественных» композитов, в которых оба компонента композита находятся в равновесии, имеют место неограниченная взаимная растворимость компонентов в расплавленном состоянии при достаточном перегреве расплава и низкая растворимость в твердом состоянии.

Углерод-углеродные композиционные материалы

К одним из наиболее значимых достижений в материаловедении и технологии неметаллических материалов за последние годы следует отнести разработку процессов производства углеродных материалов, которые характеризуются химической инертностью, малой плотностью, хорошими электрофизическими свойствами, возможностью регулирования теплопроводности и электрического сопротивления в широких пределах.

Класс углеродных материалов достаточно обширен, и если в основе классификации лежит принцип, согласно которому в состав материала должен входить атом углерода, то кроме традиционных форм углерода — графита и алмаза — к нему можно отнести полимерные материалы и карбидные соединения. Однако в технике понятие «углеродные материалы» традиционно связано с материалами, обладающими графитоподобной структурой — от кристаллической до полностью аморфной, в том числе углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ). Классификационными признаками углеродных материалов могут быть:

а) состав исходных компонентов:

- коксо-пековые композиции;
- саженаполненные пековые;

- феноло-формальдегидные композиции и т.д.;

б) технология получения:

- газофазная;
- жидкофазная;
- твердофазная;

в) характеристика структуры:

- молекулярная;
- кристаллическая;
- пористая;
- армированная;

г) функциональное назначение:

- конструкционные;
- теплозащитные;
- антифрикционные и др.;

д) области применения:

- самолето- и ракетостроение;
- металлургия и химическое машиностроение;
- ядерная энергетика и др.

В настоящее время наиболее интенсивно развивается материаловедение, технология и области применения УУКМ. Несмотря на относительно высокую стоимость, УУКМ находят применение прежде всего в авиации и космонавтике, кроме этого в медицине, в узлах реакторов термоядерного синтеза, в автомобилестроении и при изготовлении спортивного инвентаря.

Специфика использования свойств УУКМ связана с рядом уникальных особенностей, присущих классу углеродных материалов. Присутствие волокнистого наполнителя в объеме УУКМ делает уровень их физико-механических свойств недостижимым для традиционных углеродных материалов. Варьирование пространственным расположением волокнистого наполнителя композита является эффективным инструментом в управлении анизотропией свойств УУКМ.

Развитие композиционных углеродных материалов связано с поиском новых связующих и армирующих наполнителей, разработкой уникального технологического оборудования, снижением длительности технологического цикла, затрат энергии, повышением качества получаемого материала и улучшением его характеристик.

Общий принцип получения УУКМ состоит в создании армирующего каркаса и формировании углеродной матрицы в его объеме.

Для армирования в УУКМ используют углеродные волокна (УВ), на основе которых формируют пространственные структуры, обеспечивающие направленную анизотропию свойств конечного материала. В достижение требуемых физико-механических свойств УУКМ свой вклад вносят не только характеристики УВ, но и тип пространственного армирования композита, изменение которого оказывает влияние на процесс заполнения каркаса углеродной матрицей, что, в свою очередь, отражается на свойствах материала в целом.

Широкий спектр существующих типов углеродных волокон позволяет получать материалы с уникальным набором теплофизических, химических, механических характеристик в сочетании с возможностью управления анизотропией перечисленных свойств. Каждый тип волокна обладает индивидуальными свойствами, влияющими на технологические параметры изготовления композита.

По уровню механических характеристик УВ подразделяются на низкокомодульные волокна с модулем Юнга до $7 \cdot 10^4$ МПа и высококомодульные с модулем ($15 \cdot 10^4$ – $45 \cdot 10^4$) МПа. Механические и физико-химические свойства УВ в большой степени зависят от типа исходного сырья и технологии их изготовления, включающей в себя три стадии: подготовку волокна, карбонизацию при температурах до 1 500 °С и высокотемпературную обработку (графитацию) при температурах до 3 000 °С.

Конечными температурами обработки и обусловлено разделение УВ на высокопрочные, с температурой обработки до 1 500 °С, и высококомодульные, конечной стадией изготовления которых является графитация. В настоящее время известны способы получения углеродного волокна на основе целлюлозы (ГТЦ-волокно), полиакрилонитрильного волокна (ПАН-волокно), поливинилспиртового волокна (ПВС-волокно), песков (нефтяного и каменного), лигнина, а также фенольной смолы.

Хорошая смачиваемость УВ органическим связующим является необходимым условием для достижения адгезионной связи на границе между матрицей и наполнителем в композитах, что оказывает большое влияние на их свойства.

Для улучшения взаимодействия УВ со связующим используют различные технологические методы воздействия на поверхность волокон, например плазмой и др., что оказывает значительное влияние на смачиваемость волокон связующим и качество пропитки углеродного каркаса.

Методы изготовления объемных структур углеродных каркасов разнообразны. Известны такие технологические приемы, как ткачество сухих нитей,

прошивка тканей, намотка нитью, сборка жестких стержней, а также комбинация этих методов.

Управление анизотропией свойств УУКМ осуществляется путем варьирования укладкой арматуры. Выбор схемы армирования композита производят на основании данных о распределении температурных и силовых полей и характере нагружения готового изделия. Широкое распространение получили тканые системы на основе двух, трех и n нитей. Отличительной чертой тканых армирующих каркасов, образованных системой двух нитей, является наличие заданной степени искривления волокон в направлении основы, в то время как волокна утка прямолинейны. В тканых каркасах, образованных системой трех нитей, степень искривления волокон определена в трех направлениях выбранных осей координат. Изготовление тканых каркасов на основе трех и более нитей требует разработки сложного ткацкого оборудования. Более технологичные армирующие системы получают на основе прямолинейных элементов (стержней), которые изготавливаются методом пултрузии. Данный метод заключается в пропитке связующим жгута волокон, формовании из него стержня заданного профиля протяжкой через фильеры и последующем отверждении.

На основе стержней получают материалы, армированные в одном, двух, трех, четырех, пяти и более направлениях. Композиты с однонаправленным расположением волокон (1D) обычно используются в качестве модельных материалов при исследовании свойств и влияния взаимодействия между волокном и матрицей на прочностные и структурные характеристики композитов. Двумерноармированные материалы (2D) применяются в основном для производства элементов, представляющих собой тонкостенные изделия. Вследствие слоистой структуры такие материалы имеют низкие сдвиговые характеристики. Однако более эффективным методом является замена двумерноармированных материалов многомерно армированными.

Матрицы УУКМ. Углеродная матрица в композиционном материале принимает участие в создании несущей способности композита, обеспечивает передачу усилий на волокна. От свойств матрицы зависят физико-химические свойства материала в целом. В основе процессов получения углеродных матриц лежат термохимические (пиролитические) превращения органических соединений (мономеров, пеков, сетчатых полимеров) в газообразном или конденсированном состоянии с формированием различных модификаций углерода и его соединения.

В настоящее время разработаны две принципиально различные технологии получения УУКМ — жидкофазная и газопиролитическая технология.

В первом случае волокнистый углеродный каркас пропитывается природным (каменноугольный или нефтяной пек) или синтетическим связующим, например феноло-формальдегидным, которое в результате термической обработки на первой стадии в жидкой фазе, а на завершающей — в твердом состоянии образует углерод с требуемой структурой В газофазной технологии углеродная матрица в волокнистом углеродном каркасе формируется в результате осаждения углерода, образующегося в результате разложения природного газа, при этом в зависимости от условий процесса формируется пироуглерод (аморфная структура) или пирографит (кристаллическая структура).

Определяющими факторами при выборе исходного материала углеродной матрицы, формируемой пиролизом из жидкой фазы, является его природа и состав, поверхностные и реологические свойства, выход коксового остатка и способность к графитации. Наиболее часто в качестве сырья матриц применяют пеки — продукты термических превращений веществ, получаемых из каменного угля, нефти или другого органического сырья.

Итогом термохимических превращений пека в процессе термообработки является образование кокса, связывающего отдельные элементы углеродного каркаса. Основные физико-химические превращения пеков при нагреве приходятся на довольно узкий температурный интервал 400–500 °С. Именно при этих температурах происходят термохимические превращения деструкция-синтез, сопровождающиеся удалением большей части летучих продуктов и началом формирования основного углеродного скелета коксового остатка. Продолжительность и характер протекания мезофазного превращения позволяют прогнозировать способность пеков к образованию графитирующегося остатка. Термохимические процессы формирования коксового остатка из пекового сырья определяются не только температурой и временем ведения процесса, но и скоростью нагревания и давлением. Уменьшение скорости нагрева позволяет увеличивать выход коксового остатка. При пиролизе пека давление оказывает влияние главным образом на протекание реакций в паровой фазе. Реакции пиролиза от давления не зависят, тогда как реакции конденсации и полимеризации находятся в прямой зависимости от давления. Увеличение давления повышает выход кокса и степень совершенства кристаллической структуры кокса.

Применение УУКМ. В последние годы во всех промышленно развитых странах ведутся интенсивные разработки по применению целой гаммы композиционных материалов в конструкции газотурбинных двигателей, что обусловлено возможностью повышения рабочих температур, уменьшением массы, габаритов, увеличением удельной тяги двигателя и т.д. Перспективными для

применения в ГТД являются углерод-углеродные композиционные материалы. К числу их достоинств относятся низкая плотность, высокие прочностные характеристики, теплопроводность. Однако для них необходимо решение проблемы выгорания или окисления при температурах выше 370 °С путем применения защитных покрытий веществ, связывающих кислород.

Керамические композиционные материалы

К керамическим материалам относятся химические соединения металлов с кислородом, углеродом, азотом, бором, кремнием и всевозможные их сочетания: $Me(O_2, C, N_2, B, Si)$. Ионно-ковалентный тип межатомной связи определяет специфичность физических и механических характеристик керамик: высокие значения температуры плавления, модуля упругости, твердости, сопротивления ползучести; низкие значения температурного коэффициента расширения и теплопроводности; сверхнизкий уровень вязкости разрушения, сопротивления термоудару и прочности на растяжение.

В настоящее время развиваются новые направления использования перспективных керамических материалов, в том числе высокотемпературные сверхпроводники, композиционные керамические материалы, специальные пористые материалы, а также биокерамические материалы для использования в медицине.

Конструкционная керамика в настоящее время применяется при изготовлении автомобильных двигателей различного типа. Это обусловлено рядом таких свойств, как высокое значение температуры плавления и размягчения под давлением, стойкость к воздействию абразивных и агрессивных сред при низких и высоких температурах, а также величиной теплопроводности и плотности. При изготовлении двигателей из керамики уменьшается суммарная масса изделия, расход топлива, стоимость.

Спектр современных керамических материалов специального назначения весьма широк и разнообразен как по составу, структуре, свойствам (функциям), так и по области применения. С особой интенсивностью ведутся в настоящее время работы по созданию и применению конструкционных керамических материалов, т.е. материалов, пригодных к эксплуатации при воздействии одновременно высоких температур, механических нагрузок, коррозионных сред. Это диктуется развитием в первую очередь двигателестроения. Преодоление порога температур выше 1 100–1 200 °С, как показали расчеты, позволяет су-

щественно повысить КПД двигателей, обеспечить полноту сгорания топлива, снизить массу двигателя.

Многие керамические материалы на основе оксидов, нитрида и карбида кремния, силанонов имеют достаточно высокие прочностные характеристики при этих температурах ($\sigma_{изг} = 100\text{--}300$ МПа). Однако проблема хрупкости керамики до сих пор является главным препятствием ее использования в качестве конструкционного материала. Именно хрупкость, связанная с кристаллическим строением керамики, приводит к низкой вязкости разрушения, низкой стойкости к термоударам и низкой надежности.

Керамико-металлические композиционные материалы — керметы.

Первые работы по преодолению хрупкости керамики были направлены на создание специальных композиций керамики с металлами, так называемых керметов. Первые исследования были направлены на создание керметов для изготовления режущего инструмента с использованием бескислородных соединений. В качестве керамики использовали бескислородные соединения: карбиды, бориды, нитриды и др. В твердых сплавах карбид вольфрама-кобальт (ВК-4, ВК-6, ВК-8 и др.) удалось получить высокие значения прочности и вязкости разрушения даже при небольших содержаниях металла. Тем не менее использовать эти керметы в качестве конструкционного материала невозможно из-за низкой стойкости к окислению при температурах выше $800\text{--}1\,000$ °С. Поэтому усилия исследователей были сосредоточены на керметах оксид-металл.

Одним из эффективных способов повышения вязкости разрушения керамик является формирование различных гетерогенных структур, способствующих отклонению траектории трещины, ее разветвлению и, как следствие, повышению диссипации энергии при разрушении.

Существуют два наиболее эффективных направления поиска прочных, «вязких» керамических материалов без металлических включений:

- создание трансформационно-упрочненной керамики с дисперсными включениями метастабильной керамической фазы, в результате мартенситного превращения которой повышается прочность и вязкость керамики;
- создание композитов керамическая матрица-керамическое волокно.

Резины

Резиной называется продукт специальной обработки (вулканизации) смеси каучука и серы с различными добавками.

Вулканизация — превращение каучука в резину, осуществляемое с участием так называемых вулканизирующих агентов и под действием ионизирующей радиации.

Каучуки являются полимерами с линейной структурой и при вулканизации превращаются в высокоэластичные редкосетчатые материалы — резины. Вулканизирующими добавками служат сера и другие вещества. С увеличением содержания вулканизатора (серы) сетчатая структура резины становится более частой и менее эластичной. При максимальном насыщении серой (30–50 %) получают твердую резину (эбонит), при насыщении серой 10–15 % — полутвердую резину. Обычно в резине содержится 5–8 % серы.

Для ускорения вулканизации вводят ускорители, например оксид цинка.

Резина как технический материал отличается от других материалов высокими эластическими свойствами, которые присущи каучуку — главному исходному компоненту резины. Она способна к очень большим деформациям (относительное удлинение достигает 1 000 %), которые почти полностью обратимы. При нормальной температуре резина находится в высокоэластическом состоянии, и ее эластические свойства сохраняются в широком диапазоне температур.

Модуль упругости лежит в пределах 1–10 МПа, т.е. он в тысячи и десятки тысяч раз меньше, чем для других материалов. Особенностью резины является ее малая сжимаемость (для инженерных расчетов резину считают несжимаемой); коэффициент Пуассона 0,4–0,5, тогда как для металла эта величина составляет 0,25–0,30. Другой особенностью резины как технического материала является релаксационный характер деформации. При нормальной температуре время релаксации может составлять 10^{-4} с и более. При работе резины в условиях многократных механических напряжений часть энергии, воспринимаемой изделием, теряется на внутреннее трение (в самом каучуке и между молекулами каучука и частицами добавок); это трение преобразуется в теплоту и является причиной гистерезисных потерь. При эксплуатации толстостенных деталей (например, шин) вследствие низкой теплопроводности материала нарастание температуры в массе резины снижает ее работоспособность.

Кроме отмеченных особенностей для резиновых материалов характерны высокая стойкость к истиранию, газо- и водонепроницаемость, химическая стойкость, электроизолирующие свойства и небольшая плотность.

Состав и классификация резин

Главным исходным компонентом резины, придающим ей высокие эластические свойства, является каучук. Каучуки бывают натуральные (НК) и синтетические (СК). Натуральный каучук получают коагуляцией латекса (молочного сока) каучуконосных деревьев, растущих в Бразилии, Юго-Восточной Азии, на Малайском архипелаге. Синтетические каучуки (бутадиеновые, бутадиенстирольные и др.) получают методами полимеризации. Впервые синтез бутадиенового каучука полимеризацией бутадиена, полученного из этилового спирта, осуществлен в 1921 г. русским ученым С. В. Лебедевым. Разработаны методы получения синтетических каучуков на основе более дешевого сырья, например нефти и ацетилена.

Помимо каучука в состав резин входят:

- *вулканизирующие вещества* (агенты) участвуют в образовании пространственно-сеточной структуры вулканизата. Обычно в качестве таких веществ применяют серу и селен, для некоторых каучуков перекиси. Для резины электротехнического назначения вместо элементарной серы (которая взаимодействует с медью) применяют органические сернистые соединения — тиурам (тиурамовые резины);
- *ускорители* процесса вулканизации: полисульфиды, оксиды свинца, магния и другие влияют как на режим вулканизации, так и на физико-механические свойства вулканизатов. Ускорители проявляют свою наибольшую активность в присутствии оксидов некоторых металлов (цинка и др.), называемых поэтому в составе резиновой смеси активаторами;
- *противостарители* (антиоксиданты) замедляют процесс старения резины, который ведет к ухудшению ее эксплуатационных свойств. Существуют противостарители химического и физического действия. Действие первых заключается в том, что они задерживают окисление каучука в результате окисления их самих или за счет разрушения образующихся перекисей каучука (применяются альдоль, неозон и др.). Физические противостарители (парафин, воск) образуют поверхностные защитные пленки, они применяются реже;
- *мягчители* (пластификаторы) облегчают переработку резиновой смеси, увеличивают эластические свойства каучука, повышают морозостойкость резины. В качестве мягчителей вводят парафин, вазелин, стеариновую кислоту, битумы, дибутилфталат, растительные масла. Количество мягчителей составляет 8–30 % массы каучука;

- *наполнители* по воздействию на каучук подразделяют на активные (усиливающие) и неактивные (инертные). Активные наполнители (углеродистая сажа и белая сажа — кремнекислота, оксид цинка и др.) повышают механические свойства резин: прочность, сопротивление истиранию, твердость. Неактивные наполнители (мел, тальк, барит) вводятся для удешевления стоимости резины.

Часто в состав резиновой смеси вводят *регенерат* — продукт переработки старых резиновых изделий и отходов резинового производства. Кроме снижения стоимости регенерат повышает качество резины, снижая ее склонность к старению;

- *красители* минеральные или органические вводят для окраски резин. Некоторые красящие вещества (белые, желтые, зеленые) поглощают коротковолновую часть солнечного спектра и этим защищают резину от светового старения.

В настоящее время резиновые материалы классифицируются по виду сырья, виду наполнителя, степени упорядочения макромолекул и пористости, экологическим способам переработки, типам теплового старения и изменению объема после пребывания в нефтяной жидкости.

Классификация по виду сырья учитывает наименование каучуков, явившихся исходным сырьем при производстве резиновых материалов: НК — натуральный каучук, СКБ — синтетический каучук бутадиеновый, СКС — бутадиен-стирольный каучук, СКИ — синтетический каучук изопреновый, СКН — бутадиен-нитрильный каучук, СКФ — синтетический фторосодержащий каучук, СКЭП — сополимер этилена с пропиленом, ХСПЭ — хлорсульфополиэтилен, БК — бутилкаучук, СКУ — полиуретановые каучуки.

По виду различают наполнители для резиновых материалов *порошкообразные* и *ткани*.

По степени упорядочения макромолекул и пористости резиновые материалы могут быть *мягкими*, *жесткими* (эбонитовыми), *пористыми* (губчатыми) и *пастообразными*. Плотность губчатой резины 100–750 кг/м³.

Среди технологических способов переработки для резиновых материалов используются *выдавливание*, *прессование* и *литье*.

По тепловому старению существуют *семь типов*: Т07–Т25.

По изменению объема после пребывания в нефтяной жидкости различают *семь классов*: К1–К7.

Наиболее крупные потребители резины — шинная промышленность (свыше 50 %) и промышленность резинотехнических изделий (более 22 %).

Получение изделий из резины

Технология изготовления изделий из резиновых смесей состоит из ряда операций, выполняемых в определенной последовательности:

1. Нарезание каучука на куски и его пластификация путем многократного пропускания через нагретые до 40–50 °С валки с целью улучшения смешиваемости с другими ингредиентами.

2. Смешивание каучука с другими компонентами в строго определенной последовательности: сначала вводят противостарители, затем — вулканизаторы. Смешивание проводят в резиномесительных или вальцовочных машинах.

3. Каландрование резиновой смеси с целью получения сырой резины путем пропускания ее через трехбайтовую клеть листопрокатного стана-каландра. Валки стана имеют разную температуру: верхний — 90 °С, нижний — 15 °С. Резиновая масса нагревается и под действием валков превращается в лист или ленту.

4. Изготовление изделий из сырой резины методами прессования в специальных пресс-формах под давлением 5–10 МПа или литьем под давлением путем заполнения формы предварительно разогретой сырой резиной.

5. Вулканизация — формирование физико-механических свойств изделия. Горячая вулканизация на вулканизационных машинах при температуре 130–150 °С (нагретый пар, горячая вода и т.д.). При вулканизации имеет место химическое взаимодействие каучука и вулканизаторов, в результате чего линейная молекулярная структура каучука преобразуется в сетчатую.

Классификация резиновых материалов по назначению и области применения

Резиновые материалы делят на группы *общего* и *специального назначения*.

Для резин общего назначения основными компонентами являются неполярные каучуки — НК, СКИ, СКС и СКВ. Резины на основе НК отличаются высокой эластичностью, прочностью, водо- и газонепроницаемостью, высокими электроизоляционными свойствами: удельное электросопротивление $\rho_{ov} = 3 \cdot 10^{14} - 23 \cdot 10^{18}$ Ом·см; диэлектрическая проницаемость $\varepsilon = 2,5$. Наибольшее распространение в промышленности получили резины на основе СКС (СКС-10, СКС-30, СКС-50). Это те резины, которые хорошо работают при многократных деформациях, имеют хорошее сопротивление старению; по газонепроницаемости и диэлектрическим свойствам равноценны резинам на основе НК.

Резиновые материалы общего назначения используются для производства изделий, работающих в воде, на воздухе, в слабых растворах кислот и щелочей при температурах эксплуатации от -35 до $+130^{\circ}\text{C}$. Такими изделиями являются шины, рукава, конвейерные ленты, изоляция кабелей и др.

Резиновые материалы специального назначения делятся на *бензиномаслостойкие, химически стойкие, коррозионно-стойкие, светостойкие, тепло- и морозостойкие, электротехнические и износостойкие*.

Бензиномаслостойкие резиновые материалы изготавливают на основе наирита, тиокола, СКН и других типов каучуков. Их основными потребительскими свойствами являются устойчивость к воздействию гидравлических жидкостей, масло-, бензино- и озоностойкость, а также водонепроницаемость. Резины, стойкие к воздействию гидравлических жидкостей, изготавливают: для работы в масле — на основе СКН, для кремнийорганических жидкостей — на основе каучуков НК, СКМС-10 и др.

Бензиномаслостойкие резины на основе каучуков СКН могут работать в среде бензина, топлива, масел в интервале температур от -30 до 130°C . Акрилатные резины (марки БАК) теплостойки, обладают адгезией к полимерам и металлам, стойки к действию серосодержащих масел и кислорода, но обладают малой эластичностью, низкой морозостойкостью и невысокой стойкостью к воздействию горячей воды и пара. Из бензиномаслостойких резин изготавливают шины, варочные камеры, диафрагмы и т.д. Акрилатные резины широко применяют в автомобилестроении.

Химически стойкие резиновые материалы изготавливают на основе бутылкаучука. К изделиям из таких резин предъявляются повышенные требования по масло-, бензино-, растворителе- и теплостойкости. Они используются, например, для изготовления транспортных лент подачи горючих материалов.

Коррозионно-стойкие резиновые материалы изготавливают на основе ХСПЭ. Они являются незаменимым конструкционным материалом для изделий, работающих в морской воде. Кроме всего прочего, они не обрастают при эксплуатации водорослями и микроорганизмами.

Светоозоностойкие резиновые материалы изготавливают на основе насыщенных каучуков — СКФ, СКЭП, ХСПЭ и БК. Резины на основе фторосодержащего каучука СКФ устойчивы к тепловому старению, воздействию масел, топлива, различных растворителей (даже при повышенных температурах), негорючие, обладают высоким сопротивлением истиранию, но имеют низкую эластичность и малую стойкость к большинству тормозных жидкостей. Резины на основе СКФ и этиленпропиленовых каучуков СКЭП стойки к действию

сильных окислителей (HNO_3 , H_2O_3 и др.) и не разрушаются при работе в атмосферных условиях в течение нескольких лет. Резины на основе хлорсульфополиэтиленового каучука ХСПЭ применяют как конструкционный материал (противокоррозионные, не обрастающие в морской воде водорослями и микроорганизмами покрытия), а также для защиты от гамма-излучения. Резины на основе бутилкаучука БК широко применяют в шинном производстве, а также для изготовления изделий, работающих в контакте с концентрированными кислотами и другими химикатами. Светоозоностойкие резиновые материалы предназначены для масло- и бензин стойких изделий — гибких шлангов, диафрагм, уплотнителей и др.

Теплостойкие резиновые материалы изготавливают на основе НК, СКТ и СКС. Морозостойкими являются резины на основе каучуков, имеющих низкие температуры стеклования, например НК, СКС-10, СКТ. Эти резиновые материалы используются для сверхтепло- и морозостойких изделий, электротехнических деталей и др.

Электротехнические резиновые материалы делятся на две группы: *изоляционные* и *проводящие*. Электроизоляционные резиновые материалы изготавливают на основе неполярных каучуков, например НК, СКБ, СКС, СКТ и БК. Их электрические свойства: $\rho_{ov} = 10^{11} - 10^{15}$ Ом·см; $\varepsilon = 2,5 - 4$. Электропроводящие резины для экранированных кабелей получают из натурального, синтетического бутадиенового каучуков, наирита с обязательными добавками сажи и графита в количестве 65–70 % по массе каучука. Удельное электросопротивление проводящих резин $\rho_{ov} = 10^2 - 10^4$ Ом·см.

Износостойкие резиновые материалы изготавливают на основе СКУ. Рабочие температуры резин составляют от -30 до $+130$ °С. Они предназначены для производства шин, амортизаторов, буферов, клапанов, обкладок в транспортных системах, для абразивных материалов, обуви и др.

Факторы, влияющие на свойства резин в процессе эксплуатации

В процессе эксплуатации резиновые изделия подвергаются различным видам старения (световое, озонное, тепловое, радиационное, вакуумное и др.), что снижает их работоспособность; изменение свойств может быть необратимым. Стойкость резин при старении зависит от степени ненасыщенности каучука, гибкости макромолекул, прочности химической связи в цепи, способности к ориентации и кристаллизации. Изменение свойств оценивается по изме-

нению прочностных и упругих характеристик, по восстанавливаемости резины (изменение величины деформации во времени после снятия нагрузки), стойкости к раздиру (концентрации напряжений).

Прочность кристаллизующихся каучуков (НК, бутил каучук, хлоропрен, СКИ), даже без наполнителей, составляет 20–30 МПа. Работоспособность, долговечность резин при динамическом нагружении определяются усталостной прочностью.

Под действием атмосферных условий, озона происходит растрескивание напряженных резин из ненасыщенных каучуков (НК, БНК, БСК); стойки к озонному старению насыщенные каучуки (СКФ, СКТ и ЭП). Свет вызывает фотоокисление каучуков, которое зависит от наличия в них двойных связей. По убыванию скорости фотоокисления каучуки можно разложить в ряд: НК, СКБ > СКС > БК. Светостойки резины из СКФ и СКТ.

Скорость старения резин в напряженном состоянии выше, чем в свободном состоянии. Повышение озоностойкости достигается введением соответствующих ингредиентов и нанесением защитной пленки (из полиуретана). Сроки службы или хранения изделий из резины определяются по изменению остаточной деформации сжатия $\varepsilon_{ост}$, которая для уплотнительных материалов допускается до 80 %, и релаксации напряжения 0,2.

Для прогнозирования сроков сохранности свойств резины применяют комбинированный метод, сочетающий эксплуатационные испытания полимерного материала с ускоренными.

Принимается следующее соотношение:

$$\frac{t_1}{T_1} + \frac{t_2}{T_2} = 1,$$

где t_1 — время, в течение которого изделие эксплуатируется (хранится); оно составляет небольшую часть от T_1 — полного срока службы изделия; t_2 — время достижения определенных значений выбранных показателей при ускоренном старении; T_2 — время достижения предельных значений тех же показателей для изделий, подвергавшихся ускоренному старению.

Термическая стойкость. Прочность химических связей в макромолекулах и их структура определяют термическую стойкость полимеров. По увеличению термической стойкости каучуки располагаются следующим образом:

Тиокол < НК < БНК, БСК < СКЭП < СКФ < СКТ.

При повышенных температурах (150 °С) органические резины теряют прочность после 1–10 ч нагрева, резины на основе СКТ могут при этой температуре работать длительно. Прочность силоксановой резины при нормальной температуре меньше, чем прочность органических резин, при 200 °С их прочности одинаковы, а при температуре 250–300 °С она даже выше. Особенно ценны резины на основе СКТ при использовании их в условиях длительного нагрева.

При повышенных температурах протекает деструкция макромолекул, выделяются жидкие и газообразные продукты, образуются циклические и ароматические структуры, обладающие высокой термостойкостью. При температуре в сотни и тысячи градусов термическая стойкость определяется по потере половины массы полимера за 30 мин (например, для НК, СКИ это 330 °С, для СКД — 410 °С).

Действие отрицательных температур. При низких температурах снижаются и даже полностью утрачиваются высокоэластические свойства, происходит переход в стеклообразное состояние и возрастание жесткости резины в тысячи и десятки тысяч раз. Коэффициент морозостойкости (уровень потери свойств) при сдвиге больше, чем при сжатии и растяжении.

Действие ионизирующего излучения на резину — радиационное старение. На стойкость к радиации влияет природа каучука, ингредиентов, защитных добавок (антирадов), среда. Наибольшая скорость старения у резин на основе структурирующихся каучуков (СКН, СКБ). Под действием радиации у этих резин увеличивается твердость, уменьшается модуль упругости. Наименьшая скорость старения у резин на основе НК, СКИ-3, СКЭП. Деструктируют резины из бутилкаучука БК. Во фторкаучуке происходит сшивание линейных макромолекул, при этом растут твердость и модуль упругости, а прочность снижается незначительно. В порядке повышения относительной радиационной стойкости резин каучуки располагаются в следующий ряд:

Бутилкаучук < фторсодержащие каучуки < силиконовый каучук <
< хлоропреновый < акрилатный < бутадиен-нитрильный <
< бутадиен-стирольный < натуральный < этиленпропиленовый < уретановый.

Наиболее стойкими к старению являются уретановые резины (в макромолекулах каучука содержатся фенильные кольца). Стойкость резин к радиации может изменяться в зависимости от модификации каучука, ингредиентов, вида и количества защитных добавок (антирадов).

Резины на основе каучуков СКН и НК широко применяют в ядерной технике для изготовления уплотнительных резинотехнических деталей (РТД).

Действие вакуума. Резиновые уплотнители могут работать в вакууме при различных температурах, в агрессивных средах, под высоким давлением. Однако недостатками резины являются газопроницаемость, газовыделение, термоокисляемость. Оценка вакуумстойкости делается по потере массы и зависит от типа каучука. По вакуумстойкости каучуки условно разделяют на три группы:

1) устойчивые в вакууме (термовакuumная стойкость выше термоокислительной) — СКИ-3, СКД, СКМС-10, СКЭП, СКФ-26, СКТФ-50, СКТФТ-100;

2) устойчивые в вакууме (термовакuumная стойкость ниже термоокислительной) — СКТ, СКТВ-1, СКТФВ-803;

3) неустойчивые в вакууме — СКУ, ПХП, СКН-40, СКФ-32.

В промышленности в основном используются резины на основе каучуков НК, СКИ-3, СКН-26, СКФ-26.

Стекла

Неорганическое стекло — это однородное аморфное вещество, получаемое при затвердевании расплава оксидов. Оно не имеет определенной точки плавления или затвердевания и при охлаждении переходит из расплавленного, жидкого состояния в высоковязкое состояние, а затем в твердое, сохраняя при этом неупорядоченность и неоднородность внутреннего строения.

В составе стекла могут присутствовать оксиды трех типов: *стеклообразующие, модифицирующие и промежуточные*. Стеклообразующими являются оксиды кремния, бора, фосфора, германия, мышьяка. К модифицирующим оксидам относятся оксиды щелочных (Na, K) и щелочноземельных (Ca, Mg, Ba) металлов. Модифицирующие оксиды вводят в процессе варки стекол. Глинозем Al_2O_3 повышает механическую прочность, а также термическую и химическую стойкость стекол. При добавке B_2O_3 повышается скорость стекловарения, улучшается осветление и уменьшается склонность к кристаллизации. Оксид свинца PbO , вводимый главным образом при изготовлении оптического стекла и хрусталя, повышает показатель светопреломления. Оксид цинка ZnO понижает температурный коэффициент линейного расширения стекла, благодаря чему повышается его термическая стойкость. Промежуточными являются оксиды алюминия, свинца, титана, железа, которые могут замещать часть стеклообразующих оксидов.

Технологические добавки, вводимые в состав стекол, делят по их назначению на следующие группы:

- *осветлители* — вещества, способствующие удалению из стекломассы газовых пузырей (сульфат натрия, плавиковый шпат);
- *обесцвечиватели* — вещества, обесцвечивающие стекольную массу;
- *глушители* — вещества, делающие стекло непрозрачным.

Стеклообразующие оксиды (например, SiO_2 , Al_2O_3 , B_2O_3 , P_2O_5) образуют пространственную сетку из однородных звеньев-полиэдров, а модифицирующие оксиды, располагаясь внутри ячеек сетки, ослабляют или разрывают связи в стеклообразующих оксидах и снижают прочность, термо- и химическую стойкость стекла, но позволяют регулировать температуру его размягчения и другие свойства (рис. 7.12).

Химический состав стекла можно изменять в широких пределах, поэтому и свойства стекла могут быть различными. По химическому составу в зависимости от природы стеклообразующих оксидов различают *силикатное, алюмосиликатное, боросиликатное, алюмоборосиликатное* и другие виды стекла.

В зависимости от содержания модификаторов стекло может быть щелочным и бесщелочным.

По назначению различают строительное (оконное, стеклоблоки), бытовое (стеклотара, посуда) и техническое (оптическое, электротехническое, химическое и др.) стекло.

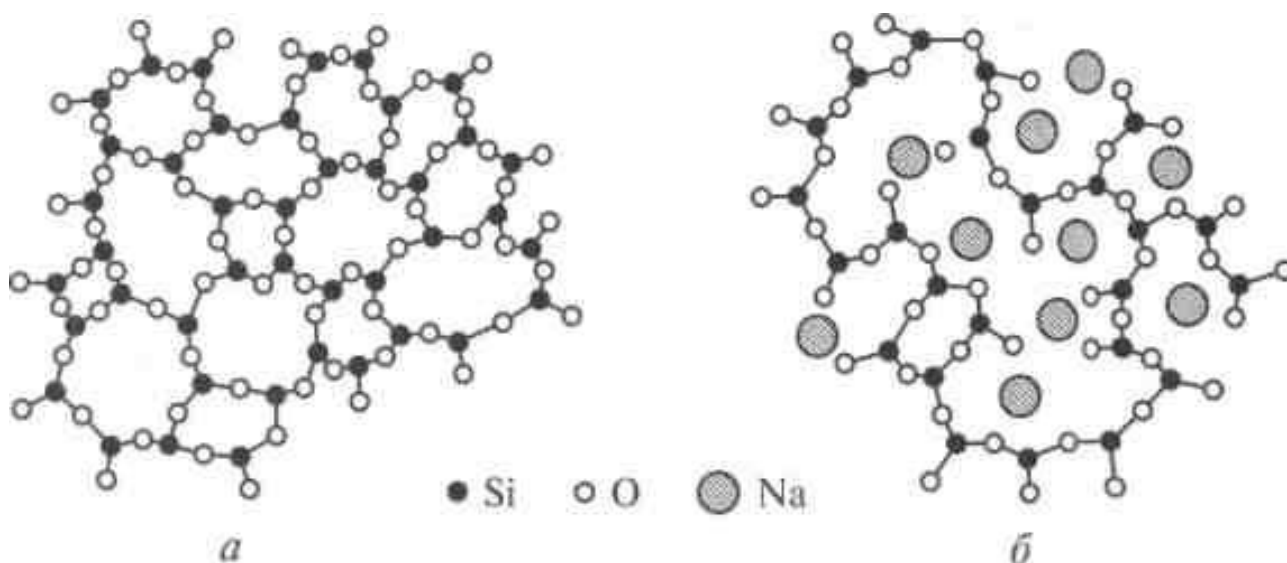


Рис. 7.12. Схема непрерывной структурной сетки стекла:
а — кварцевого; б — натрийсиликатного

Основные свойства стекла

Свойства неорганических стекол изотропны. К основным свойствам относятся:

1) плотность — 2 200–6 500 кг/м³ (для стекол с оксидами свинца — до 8 000 кг/м³);

2) температуры для промышленных стекол:

- стеклования — 425–600 °С;
- размягчения — 600–800 °С;

3) коэффициент теплопроводности — 0,7–15 Вт/(м·К);

4) температурный коэффициент линейного расширения: для кварцевых стекол — $5,6 \cdot 10^{-7} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$; для строительных стекол — $9,0 \cdot 10^{-8} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$;

5) $\sigma_{сж} = 500\text{--}2\,000$ МПа; $\sigma_{раст} = 30\text{--}90$ МПа; $\sigma_{изг.} = 50\text{--}150$ МПа.

Более высокие прочностные характеристики имеют стекла бесщелочного состава и кварцевые:

- модуль сдвига $(2\text{--}3) \cdot 10^4$ МПа;
- модуль Юнга $(7\text{--}7,5) \cdot 10^4$ МПа;
- коэффициент Пуассона 0,184–0,26;
- твердость 5–7 ед. по Моосу;
- ударная вязкость — 1,5–2,5 кДж/м²;
- удельное электросопротивление — $10^{12}\text{--}10^{18}$ Ом·см;
- диэлектрическая проницаемость — 3,5–16;
- полупроводниковые свойства;
- химическая стойкость;
- высокие оптические свойства.

По оптическим свойствам различают *прозрачное, окрашенное, бесцветное и рассеивающее свет стекла*.

К потребительским свойствам неорганических стекол относятся прозрачность, высокая стойкость к атмосферным воздействиям, водо- и воздухо- непроницаемость, термостойкость. Термостойкость стекла характеризует его долговечность в условиях резких изменений температуры и определяется разностью температур, которую стекло может выдержать без разрушения при резком охлаждении в воде ($t = 0 \text{ } ^\circ\text{C}$). Для большинства видов стекол термостойкость колеблется от 90 до 170 °С, а для кварцевого стекла она составляет 800–1 000 °С.

Стекло поддается механической обработке: его можно пилить циркулярными пилами с алмазной набивкой, обтачивать победитовыми резцами, резать алмазом, шлифовать, полировать.

Способы воздействия на неорганические стекла определяются необходимостью нейтрализовать дефектный поверхностный слой. Их можно разделить на четыре группы: механическая обработка (*полирование*), химическая обработка (*травление*), термическая обработка (закалка), химико-термическая обработка. Так, закалка, при которой можно получить анизотропию свойств, и химико-термическая обработка стекла в несколько раз повышают показатели прочности и ударную вязкость, а также увеличивают термостойкость. Травление закаленного неорганического стекла плавиковой кислотой способствует удалению поверхностных дефектов и также повышает прочность и термостойкость.

Классификация стекол по назначению

Неорганические стекла классифицируются *по виду стеклообразующего вещества, виду модификаторов, технологии изготовления и назначению.*

По виду стеклообразующего вещества неорганические стекла делятся на *силикатные* (SiO_2), *алюмосиликатные* ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$), *боросиликатные* ($\text{B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$), *алюмоборосиликатные* ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$), *алюмофосфатные* ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-P}_2\text{O}_5$), *халькогенидные* (например, $\text{As}_{31}\text{Ge}_{30}\text{Se}_{21}\text{Te}_{180}$), *галогенидные* и другие стекла.

По виду модификаторов различают *щелочные, бесщелочные* и *кварцевые неорганические стекла*. Прочность щелочных стекол под действием влаги уменьшается вдвое, так как вода выщелачивает стекло. При этом образуются щелочные растворы, которые расклинивают стекло, вызывая появление микротрещин в поверхностном слое.

По технологии изготовления неорганическое стекло может быть получено *выдуванием, литьем, штамповкой, вытягиванием* в листы, трубки, волокна и др. Стекло выпускается промышленностью в виде готовых изделий, заготовок и отдельных деталей.

По назначению неорганические стекла делятся на *техническое, строительное* и *бытовое* (стеклотара, посудное, бытовое и др.).

Техническое стекло по области применения делится на *электротехническое, транспортное; оптическое, светотехническое, термостойкое, тугоплавкое, легкоплавкое, химико-лабораторное* и др.

Электротехническое стекло. Высокие значения удельного электросопротивления, большая электрическая прочность (16–50 кВ/мм), низкие значения диэлектрических потерь ($\operatorname{tg}\delta = 0,0018\text{--}0,0175$) и сравнительно высокая диэлектрическая проницаемость ($\varepsilon = 3,5\text{--}16$), которая повышается при увеличении концентрации PbO или BaO. При нагреве в интервале температур 200–400 °С удельное электросопротивление уменьшается в $10^8\text{--}10^{10}$ раз, что связано с увеличением подвижности щелочных ионов, и стекло теряет свои изолирующие свойства. Оксиды тяжелых металлов — свинца и бария — уменьшают подвижность ионов и снижают потери.

При впаивании металла в стекло, при сваривании стекол разного состава в стекле появляются термические напряжения из-за различия температурных коэффициентов линейного расширения. Если температурные коэффициенты обоих материалов близки, то спаи стекла с материалом называются *согласованными спаями*, а если различны — *несогласованными спаями*.

Как диэлектрик используют для колб осветительных ламп и радиоламп, в электровакуумных устройствах, для изоляторов, для герметизации интегральных схем. Так, в виде тонкой (до 3–4 мкм) пленки стекло используют в качестве прочной, нетрескающейся и теплостойкой изоляции на металлических проводах и термopарах. Халькогенидное стекло используется для герметизации полупроводниковых приборов. Электропроводящие (полупроводниковые) стекла: халькогенидные и оксидные ванадиевые — находят широкое применение в качестве термисторов, фотосопротивлений.

Электротехнические стекла в зависимости от величины температурного коэффициента линейного расширения разделяются на платиновые (С89-2), молибденовые (С49-1) и вольфрамовые (С38-1). Каждая группа стекол используется для согласованных сплавов с Mo, W и сплавами Fe-N. В марке электротехнического стекла указывается значение температурного коэффициента линейного расширения.

Транспортное стекло. В машиностроении эффективно применяется как конструкционный материал при условии нейтрализации хрупкости, что достигается его закалкой, как правило, в воздушном потоке.

Специфическими свойствами стекол являются их оптические свойства: светопрозрачность, отражение, рассеяние, поглощение и преломление света. Коэффициент преломления таких стекол составляет 1,47–1,96, коэффициент рассеяния находится в интервале 20–71.

Разновидностями транспортного стекла являются *триплексы* и *термопан*, применяемые для остекления в транспортных средствах, скафандрах.

Триплексы — композиционный материал, получаемый из двух листов закаленного силикатного (или органического) стекла толщиной 2–3 мм, склеенных прозрачной эластичной полимерной (обычно из поливинилбутираля) пленкой. При разрушении триплекса образовавшиеся неострые осколки удерживаются на полимерной пленке.

Термопан — трехслойное стекло, состоящее из двух листов закаленных стекол и воздушного промежутка между ними. Эта воздушная прослойка обеспечивает теплоизоляцию.

Оптическое и светотехническое стекло. Оптические свойства стекол зависят от их окраски, которая определяется химическим составом стекол, а также от состояния поверхности изделий. Оптические изделия должны иметь изотропную, свободную от напряжений структуру, которую получают отжигом, и гладкие полированные поверхности.

Обычное неокрашенное листовое стекло пропускает до 90 %, отражает примерно 8 % и поглощает около 1 % видимого и частично инфракрасного света; ультрафиолетовое излучение поглощается почти полностью. Кварцевое стекло является прозрачным для ультрафиолетового излучения. Светорассеивающие стекла содержат в своем составе фтор. Стекло с большим содержанием PbO поглощает рентгеновские лучи.

Оптические стекла, применяемые в оптических приборах и инструментах, подразделяют на *кроны*, отличающиеся малым преломлением ($n_d = 1,50$), и *флинты* ($n_d = 1,67$) — с высоким содержанием оксида свинца.

Термостойкое и тугоплавкое стекло

«*Пирекс*» — термостойкое стекло на основе SiO₂ (80,5 %) с повышенным содержанием В₂О₃ (12 %), Na₂O (4 %), а также оксидами алюминия, калия и магния.

«*Мазда*» — тугоплавкое стекло на основе SiO₂ (57,6 %) с оксидами алюминия (25 %), кальция (7,4 %), магния (8 %) и калия. «Пирекс» и «Мазда» используются для изготовления изделий, использующихся при повышенных температурах эксплуатации: оболочки термометров, смотровые стекла и др.

Легкоплавкое стекло. Эти стекла изготавливают на основе PbO (70 %) с добавлением В₂О₃ (20 %) или В₂О₃ (68,8 %) с добавлением ZnO (28,6 %) и Na₂O (2,6 %); используются для изготовления эмалей, глазури и припоев для спаивания стекла.

Строительное стекло выпускают следующих видов: *листовое, облицовочное и изделия и конструкции из стекла.*

Листовое стекло изготавливают из стеклянной массы, в состав которой входят 71–73 % SiO_2 , 13,5–15 % Na_2O , до 10 % CaO , до 4 % MgO и до 2 % Al_2O_3 . Масса 1 м² листового стекла 2–5 кг. Светопропускание — не менее 87 %.

Листовое стекло вырабатывают трех сортов и в зависимости от толщины шести размеров (марок): 2; 2,5; 3; 4; 5 и 6 мм. Сорт листового стекла определяется наличием дефектов, к которым относятся: *полосность* — неровность на поверхности; *свиль* — узкие нитевидные полоски; *пузыри* — газовые включения и др. Ширина листов стекла 250–1 600 мм, длина 250–2 200 мм.

Промышленностью вырабатываются также специальные виды листового стекла: *витринное* (полированное), *теплопоглощающее*, *увиолевое* (пропускающее 25–75 % ультрафиолетовых лучей), *закаленное*, *архитектурно-строительное* и др.

Листовое стекло — основной вид стекла, используемый для остекления оконных и дверных проемов, витрин, наружной и внутренней отделки зданий.

Облицовочное стекло применяют для отделки фасадов и внутренних помещений здания. К потребительским свойствам такого стекла относятся высокая декоративность (яркие цвета, блестящая поверхность), большая атмосферостойкость и долговечность. К группе облицовочных стекол относятся:

- *стемалит* — листовой строительный материал из закаленного полированного (толщиной 6–12 мм) стекла, покрытого с внутренней стороны непрозрачной (глухой) керамической краской. Покрытие защищается со стороны помещения тонким слоем алюминия, нанесенным в вакууме. Применяется для внутренней и наружной облицовки зданий;

- *марблит* — листовой строительный материал толщиной 12 мм из цветного глушеного стекла с полированной лицевой поверхностью и рифленой тыльной, может имитировать мрамор;

- *стеклянная эмалированная плитка* — изготавливается из отходов листового стекла (стеклянная эмаль), наплавляемых на поверхность стекла, нарезанного на требуемые размеры (150 × 150, 150 × 70 мм при толщине 3–5 мм);

- *стеклянная мозаика* — ковровая мозаика в виде мелких квадратных плиток (20 × 20 или 25 × 25 мм) из непрозрачного (глушеного) цветного стекла, выложенных в однотонные или мозаичные ковры;

- *смальта* — кубики или пластинки толщиной 10 мм из цветной глуше- ной стекломассы, полученные отливкой или прессованием; применяется для из- готовления мозаик.

Изделия и конструкции из стекла. К наиболее распространенным изде- лиям и конструкциям из стекла в строительной промышленности относятся:

- *стеклоблоки* — полые блоки из двух отформованных половинок, сва- ренных между собой. Светопропускание — не менее 65 %, светорассеяние — около 25 % (светорассеяние повышают рифлением внутренней стороны бло- ков), теплопроводность — 0,4 Вт/(м·К). Применяются для заполнения свето- вых проемов в наружных стенах и устройства светопрозрачных покрытий и перегородок;

- *стеклопакеты* — два-три листа стекла, соединенных по периметру ме- таллической рамкой (обоймой), между которыми создана герметически замкну- тая воздушная полость. Применяются для остекления зданий;

- *стеклопрофилит* — крупногабаритные строительные панели из про- фильного стекла, изготавливаемые методом непрерывного проката коробчатого, таврового, швеллерного и полукруглого профилей. Стеклопрофилит может быть армированным и неармированным, бесцветным и цветным. Применяется для устройства светопрозрачных ограждений зданий и сооружений.

Стекловолокно — волокнистый материал, получаемый из расплавленной стекломассы. Наиболее широко применяются бесщелочное алюмо- боросиликатное *E*-стекло, а также высокопрочное стекло на основе оксидов: SiO_2 , Al_2O_3 , MgO . Диаметр стекловолокна колеблется от 0,1 до 300 мкм. Фор- ма сечения может быть в виде крута, квадрата, прямоугольника, треугольника, шестиугольника. Выпускаются и полые волокна. По длине волокно делится на штапельное (от 0,05 до 2–3 м) и непрерывное. Плотность стекловолокна 2 400–2 600 кг/м³. Прочность элементарных стеклянных волокон в несколько десятков раз выше объемных образцов стекла: прочность на растяжение дости- гает 1 500–3 000 МПа для непрерывных волокон диаметром 6–10 мкм. Стекло- волокно имеет высокие тепло-, электро- и звукоизоляционные свойства, оно термо- и химически стойко, негорючее, не гниет.

Поверхность стеклянных волокон при транспортировке и различных ви- дах переработки замасливают для предотвращения истирания, так как от состо- яния поверхности волокон зависит их прочность. Из стекловолокна изготовли- вают *стекловату*, *ткани* и *сетки*, а также *нетканые материалы* в виде жгутов и холстов, стекломатов.

Стекловата — материал из стеклянных волокон, диаметр которых для изготовления теплоизоляционных изделий не должен превышать 21 мкм. Структура ваты должна быть рыхлой — количество прядей, состоящих из параллельно расположенных волокон, не более 20 % по массе. Плотность в рыхлом состоянии не должна быть более 130 кг/м³. Теплопроводность — 0,05 Вт/(м·К) при 25 °С. Стеклянную вату из непрерывного волокна применяют для изготовления теплоизоляционных материалов и изделий при температурах изолируемых поверхностей от –200 до +450 °С.

Стекловата из супертонкого волокна имеет плотность 25 кг/м³, теплопроводность 0,03 Вт/(м·К), температурах эксплуатации от –60 до +450°С, звукопоглощение 0,65–0,95 в диапазоне частот 400–2 000 Гц. Стекловата из супертонкого волокна, а также изделия на ее основе используются в строительстве в качестве звукоизоляционного материала.

Стекломаты (АСИМ, АТИМС, АТМ-3) — материалы, состоящие из стекловолокон, расположенных между двумя слоями стеклоткани или стеклосетки, простеганной стеклонитками. Они применяются при температурах 60–600°С в качестве армирующих элементов в композиционных материалах.

Стеклорубероид и *стекловолок* — рулонные материалы, получаемые путем двухстороннего нанесения битумного (битумно-резинового или битумно-полимерного) вяжущего вещества, соответственно, на стекловолокнистый холст или стекловолок и покрытия с одной или двух сторон сплошным слоем посыпки. Сочетание биостойкой основы и пропитки с повышенными физико-механическими свойствами позволяет достичь долговечности для стеклорубероида около 30 лет.

В зависимости от вида посыпки, предотвращающей слипание при хранении в рулонах, и назначения стеклорубероид выпускают следующих марок: С-РК (с крупнозернистой посыпкой), С-РЧ (с чешуйчатой посыпкой) С-РМ (с пылевидной или мелкозернистой посыпкой). Применяют стеклорубероид для верхнего и нижнего слоев кровельного ковра и для оклеенной гидроизоляции.

Гидростеклоизол — гидроизоляционный рулонный материал, предназначенный для гидроизоляции железобетонных обделок туннелей (марка Т), пролетных строений мостов, путепроводов и других инженерных сооружений (марка М).

Гидростеклоизол состоит из стеклоосновы (*тканой* или *нетканой сетчатки, дублированной стеклохолстом*), покрытой с обеих сторон слоем битум-

ной массы, в которую входят битум, минеральный наполнитель (около 20 %) с молотым тальком, магнезитом, а также пластификатором. Отличается помимо высокой водонепроницаемости хорошими прочностными показателями при растяжении в продольном направлении. Он выдерживает разрывную нагрузку при высшей категории качества 735 Н. Теплостойкость — 60–65 °С, температура хрупкости — от –20 до –10°С.

Гидростеклоизол наклеивают без применения мастик — равномерным плавлением (например, используя пламя газовой горелки) его поверхности.

Пеностекло (ячеистое стекло) — ячеистый материал, получаемый спеканием тонко измельченного стекольного порошка и порообразователя. Вырабатывают из стекольного боя либо используют те же сырьевые материалы, что и для производства других видов стекла: кварцевый песок, известняк, соду и сульфат натрия. Порообразователями могут быть кокс и известняк, антрацит и мел, а также карбиды кальция и кремния, выделяющие при спекании углекислый газ, образующий поры.

Пеностекло имеет специфическое строение — в материале стенок крупных пор (0,25–0,5 мм) содержатся мельчайшие микропоры, что обуславливает малую теплопроводность (0,058–0,12 Вт/(м·К)) при достаточно большой прочности, водостойкости и морозостойкости. Пористость различных видов пеностекла составляет 80–95 %; плотность 150–250 кг/м³; прочность 2–6 МПа. Обладает высокими тепло- и звукоизоляционными свойствами. Пеностекло — несгораемый материал с высокой (до 600 °С) теплостойкостью. Легко обрабатывается (пилится, шлифуется); оно хорошо клеивается, например, с цементными материалами.

Щиты из пеностекла применяют для теплоизоляции ограждающих конструкций зданий (стен, перекрытий, кровель и др.), в конструкциях холодильников (изоляция поверхностей с температурой эксплуатации до 180 °С), для декоративной отделки интерьеров. Из пеностекла с открытыми порами изготавливают фильтры для кислот и щелочей.

Стеклопор получают путем фануляции и вспучивания жидкого стекла с минеральными добавками (мелом, молотым песком, золой ТЭС и др.).

В сочетании с различными связующими веществами стеклопор используют для изготовления штучной, мастичной и заливочной теплоизоляции. Наиболее эффективно применение стеклопора в ненаполненных пенопластах, так как введение его в пенопласт позволяет снизить расход полимера и значительно повысить огнестойкость теплоизоляционных изделий.

Армированное стекло — конструкционное изделие, получаемое методом непрерывного проката неорганического стекла с одновременным закатыванием внутрь листа металлической сетки из отожженной хромированной или никелированной стальной проволоки. Это стекло имеет предел прочности при сжатии 600 МПа, повышенную огнестойкость, безосколочно при разрушении, светопропускаемость — более 60 %. Может иметь гладкую, кованую или узорчатую поверхность, быть бесцветным или цветным.

Армированное стекло применяют для остекления фонарей верхнего света, оконных переплетов, устройства перегородок, лестничных маршей и др.

Ситаллы

Ситаллы (стеклокристаллические материалы) — искусственный материал на основе неорганического стекла, получаемый путем полной или частично управляемой кристаллизации в них.

Термин «ситаллы» образован от слов «стекло» и «кристаллы». По структуре и технологии получения ситаллы занимают промежуточное положение между обычным стеклом и керамикой. От неорганического стекла они отличаются кристаллическим строением, а от керамических материалов — более мелкозернистой и однородной микрокристаллической структурой.

В состав ситаллов входят:

- *оксиды* — Li_2O , Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , CaO и др.;
- *нуклеаторы* (катализаторы кристаллизации) — соли светочувствительных металлов — Au , Ag , Cu , являющиеся коллоидными красителями и присутствующие в стекле в виде тонкодисперсных частиц. Нуклеаторы являются дополнительными центрами кристаллизации (рис. 7.13). Они должны иметь кристаллическую решетку, подобную выщеляющимся из стекла кристаллическим фазам, и способствовать равномерной кристаллизации всей массы;
- *глушители* (плохо растворимые частицы) — фтористые и фосфатные соединения, TiO_2 и др.



Рис. 7.13. Схема кристаллизации стекла при образовании ситаллов с помощью нуклеаторов

Структура ситаллов мелкокристаллическая, однородная, характеризуется отсутствием пористости. Средний размер кристаллитов в ситаллах 1–2 мкм. Содержание кристаллической фазы — не менее 40–50 %. Кристаллиты срастаются между собой или связаны прослойками остаточного аморфного стекла. Количество стеклофазы не превышает нескольких процентов. Беспорядочная ориентация кристаллитов приводит к отсутствию в ситаллах анизотропии.

Регулируя режимы термообработки, можно изменять степень кристаллизации и размеры кристаллов, что отражается на свойствах изделия. Свойства ситаллов изотропны и в основном определяются фазовым составом и их структурой. Основными свойствами ситаллов являются:

- плотность 2 400–2 950 кг/м³;
- температура размягчения 1 250–1 350 °С;
- низкая теплопроводность 2–7 Вт/(м·К);
- температурный коэффициент линейного расширения $(7–300) \cdot 10^{-7} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$;
- $\sigma_{сж} = 7–2\,000$ МПа, $\sigma_{в} = 112–160$ МПа, $\sigma_{изз} = 7–350$ МПа;
- модуль Юнга 84–141 ГПа;
- хрупкость (при ударной вязкости 4,5–10,5 кДж/м²);
- микротвердость — 7 000–10 500 МПа;
- высокая износостойкость;
- термостойкость — 200–700 °С (до 1 100°С);
- диэлектрические свойства;
- химическая стойкость;
- газонепроницаемость и нулевое водопоглощение.

По внешнему виду ситаллы могут быть непрозрачными (глухими), прозрачными, а также окрашенными (темного, коричневого, серого, кремового и светлого цветов). Прочность их зависит от температуры: до 700–780 °С она снижается незначительно, а при более высоких температурах быстро падает. Жаропрочность ситаллов составляет 800–1 200 °С.

Причина особо ценных свойств ситаллов заключается в их исключительной мелкозернистости и почти идеальной поликристаллической структуре. В них совершенно отсутствует всякая пористость. Усадка материала при его переработке незначительна. Большая абразивная стойкость делает их малочувствительными к поверхностным дефектам.

Детали из ситаллов соединяют друг с другом и другими материалами с помощью стеклокристаллического цемента с последующей термической обработкой при 400–600 °С, клеев и замазок на основе эпоксидной смолы и жидкого стекла, металлизацией с последующей пайкой.

Ситаллы классифицируют в зависимости *от способа производства, от характера исходных материалов и по назначению.*

Ситалловые изделия получают, как правило, путем плавления стекольной шихты специального состава, охлаждения расплава до пластического состояния и последующего формования методами стекольной или керамической технологии (вытягивание, выдувание, прокатка, прессование), а затем ситаллизацией. Такие изделия получают также порошковым методом спекания.

По характеру исходных материалов и свойств выделяют: *петроситаллы, шлакоситаллы* и *технические ситаллы*. Разновидностью ситаллов являются *ситаллопласты* — композиционные материалы, получаемые на базе пластических масс (фторопластов) и ситаллов.

Петроситаллы получают на основе габбро-норитовых, диабазовых и других горных пород, шлакоситаллы — из металлургических или топливных шлаков. Технические ситаллы изготавливают на основе искусственных композиций из различных химических соединений — оксидов, солей.

По назначению ситаллы делятся на *конструкционные* (строительные и машиностроительные), *технические, радио-, электро- и фототехнические*. На основе ситаллов получают различные клеи для склеивания металла, стекла, керамики. Наиболее широкое распространение в строительстве получили *шлакоситаллы* и *пеношлакоситаллы*.

Шлакоситаллы — ситаллы из огненно-жидких металлургических шлаков. Плотность — 600–2 700 кг/м³; $\sigma_{сж} = 250–550$ МПа, $\sigma_{изг} = 65–130$ МПа, модуль упругости $E = 11 \cdot 10^4$ МПа, рабочие температуры — до 750 °С, водопоглощение практически равно нулю; высокие кислото- и щелочестойкость.

Изделия из шлакоситалла дешевы и отличаются высокой долговечностью. Эти изделия используются для лестничных ступеней, плиток полов, внутренних перегородок как кровельный и стеновой материал, для облицовки ответственных частей гидросооружений, а также в дорожном строительстве в качестве плит для тротуаров, дорожных покрытий. Листовой шлакоситалл (можно получать любого цвета) используется как декоративно-отделочный материал для наружной и внутренней облицовки сооружений. Шлакоситаллы могут быть получены любыми цветами, а по долговечности они конкурируют с базальтами и гранитами.

Пеношлакоситалл — вспененный шлакоситалл с ячеистой структурой. Эффективный теплоизоляционный материал с незначительным водопоглощением и малой гигроскопичностью. Рабочие температуры — до 750 °С. Пе-

ношлакоситаллы используют для утепления стен и звукоизоляции помещений, а также для изоляции трубопроводов теплотрассы и промышленных печей.

В машиностроении ситаллы применяют для изготовления подшипников, деталей двигателей, труб, жаростойких покрытий, лопастей компрессоров, точных калибров металлорежущих станков, метрологических мер длины, фильер для вытягивания синтетического волокна, абразивов для шлифования; в химическом машиностроении — пар трения плунжеров, деталей химических насосов, реакторов, мешалок, запорных клапанов. Радио- и электротехнические ситаллы используются для изготовления подложек, оболочек, плато, сетчатых экранов, антенны обтекателей и др., а также как жаростойкие покрытия для защиты металлов от действия высоких температур. Фототехнические ситаллы применяются для изготовления сетчатых экранов телевизоров, дорожных знаков, зеркал телескопов, для замены фотоэмульсий диапозитивов, на шкалах приборов и др. Разрешающая способность и качество изображения у фотоситаллов выше, чем у обычных фотоэмульсий.

Керамические материалы

Керамика — неорганические поликристаллические материалы, получаемые из сформованных минеральных масс (глины и их смеси с минеральными добавками) в процессе высокотемпературного (1 200–2 500 °С) спекания.

В керамической технологии используют главным образом каолины и глины, а также чистые оксиды. Под каолинами и глинами понимают природные водные алюмосиликаты с различными примесями, способные при замешивании с водой образовывать пластичное тесто, которое после обжига необратимо переходит в камневидное состояние.

Керамические изделия изготавливают способами пластического формования и полусухого прессования с последующей сушкой и спеканием.

При нагреве глины во время спекания в ней начинают последовательно происходить химические и физико-химические процессы, приводящие к полному и необратимому изменению ее структуры:

- 1) удаление химически связанной воды (500–600 °С);
- 2) разложение обезвоженной глины на оксиды (800–900 °С);
- 3) образование новых водостойких и тугоплавких минералов (1 000–1 200 °С);
- 4) образование некоторого количества расплава из легкоплавких компонентов глины (900–1 200 °С);

5) образование прочного камневидного материала за счет связывания твердых частиц образовавшимся расплавом.

Состав керамики образован многокомпонентной системой, включающей:

- *кристаллическую фазу* (более 50 %) — химические соединения и (или) твердые растворы. Кристаллическая фаза является основой керамики и определяет значения механической прочности, термостойкости и других основных свойств;

- *стекловидную (или аморфную) фазу* (1–40 %) — прослойки стекла, химический состав которого отличается от химического состава кристаллической фазы. Стекловидная фаза ухудшает механическую прочность и тепловые показатели, однако стеклообразующие компоненты (глинистые вещества) облегчают технологию изготовления изделий;

- *газовую фазу* — газы, находящиеся в порах. По структуре порового пространства различают керамику с открытыми, т.е. сообщающимися с внешней средой, и закрытыми порами. Наличие даже закрытых пор ведет к снижению механической и электрической прочности, росту электрических потерь.

Керамика — изотропный материал, так как представляет собой поликристаллическое вещество с мелкими беспорядочно расположенными кристаллами. Керамику с анизотропией свойств получают на основе монокристаллов. Сегнето- и пьезокерамику получают при сохранении остаточной поляризации.

Свойства керамики определяются ее составом, структурой и пористостью. К основным свойствам керамических материалов относятся:

- плотность 1 800–3 900 кг/м³ и более;
- водопоглощение — для пористой керамики 6–20 % по массе (12–40 % по объему), а для плотной — 1–5 % по массе (2–10 % по объему);
- теплопроводность в зависимости от пористости и химического состава 0,8–1,16 Вт/(м·К). Сравнительно высокая теплопроводность у керамики на основе Al₂O₃ и особенно на основе BeO;
- $\sigma_{раст} = 30–300$ МПа, $\sigma_{сж} = 3\ 000$ МПа и более;
- твердость, близкая к твердости алмаза;
- высокая хрупкость;
- высокое электрическое сопротивление, отличные диэлектрические свойства;
- водо-, химическая, коррозионная и жаростойкость.

Недостатком керамики является высокая усадка при спекании — 20–25 % и выше, что создает трудности с обеспечением точных размеров изделия. Обработка готовых изделий затруднена, так как спеченная керамика обладает высокой твердостью, режется с трудом и только абразивами.

Способами воздействия на свойства керамических изделий являются химико-термическая обработка и использование покрытий, в том числе *глазури*.

Глазурь — защитно-декоративное стекловидное покрытие на керамике, закрепленное обжигом.

Прочность керамики с таким покрытием повышается на 15–20 %, что связано со сжимающими напряжениями в поверхностном слое, которые возникают из-за разницы температурных коэффициентов линейного расширения керамики и глазури. Однако глазурь увеличивает электрические потери, поэтому ее не применяют в высокочастотной электрической керамике.

Изделия из керамики соединяют друг с другом теми же материалами, что и ситаллы: стеклокристаллическим цементом с последующей термической обработкой, клеями и замазками на основе эпоксидной смолы и жидкого стекла, а также металлизацией с последующей пайкой.

Керамику классифицируют *по вещественному составу, составу кристаллической фазы, структуре и назначению*.

По вещественному составу разновидностями керамики являются *фаянс, полуфарфор, фарфор, терракота, керметы, корундовая и сверхтвердая керамика* и так называемая *каменная масса*.

Фаянс, полуфарфор и фарфор получают на основе жгущихся белых глин, каолинов, кварца и полевого шпата, взятых в различных соотношениях. Они обладают различной пористостью, что определяет механические свойства и водопоглощение. Водопоглощение фаянса 10–12 %, предел прочности при сжатии обычно до 100 МПа. Полуфарфор по сравнению с фаянсом имеет более спекшийся черепок (водопоглощение 3–5 %), и его прочность выше ($\sigma_{сж} = 150–200$ МПа). Фарфор отличается еще большей плотностью (водопоглощение 0,2–0,5 %) и прочностью ($\sigma_{сж}$ до 500 МПа), что позволяет изготавливать из него тонкостенные изделия.

Терракота — керамические изделия (облицовочные плиты, архитектурные детали, посуда и т.д.) с пористым черепком, обычно красного, коричневого или кремового цветов.

Керметы (керамико-металлические материалы) — искусственные материалы, получаемые спеканием металлических и керамических порошков, соче-

тающие свойства металлов и керамических веществ. Изделия из кермета — детали турбин и авиационных двигателей, режущий инструмент и др.

Корундовая керамика (минералокерамика) — это керамика на основе спеченного оксида алюминия, содержащего не более 2 % примесей.

Сверхтвердая керамика — композиционный материал, получаемый на основе нитрида бора.

По составу кристаллической фазы различают керамику из чистых оксидов (Al_2O_3 , ZrO_2 , MgO , BeO , CaO и др.) и бескислородную (SiC , TiB_2 , ZrB_2 , BN , Si_3N_4 , $MoSi_2$).

По структуре (характеру строения черепка) керамика делится на *плотную* ($\rho = 1-2\%$) и *пористую* ($\rho = 15-20\%$). Пористые керамики поглощают более 5 % воды (по массе), а плотные 1–4 % по массе или 2–8 % по объему. Пористую структуру имеют кирпич, блоки, черепица, дренажные трубы и др.; плотную — плитки для полов, канализационные трубы, санитарно-технические изделия.

К числу новых по структуре керамических материалов следует отнести *волоконистые керамические материалы*, получаемые спеканием, например, аморфного кварцевого волокна. Керамику с плотной структурой используют в качестве вакуумной, пористую и волокнистую — как термоизоляционный материал и материал для высокотемпературных жидкостных и газовых фильтров.

По назначению керамику делят на *конструкционную, инструментальную, техническую и бытовую*.

Конструкционная керамика производится как *строительная* и *машиностроительная*.

Из машиностроительной керамики изготавливают поршни и головки блоков цилиндров (Si_3N_4), свечи зажигания (Al_2O_3), лопасти газовых турбин (Mo_81_2), вакуумстойкий смазочный материал (MoS_2) и др.

Как *инструментальный материал* используется *корундовая* и *сверхтвердая керамика*.

Корунд известен в технике природными и синтетическими разновидностями. Природные разновидности корунда — рубин, сапфир, топаз, аквамарин, синтетические — корундовая керамика, среди изделий которой — микролит и электрокорунд. Наиболее распространенное корундовое изделие — *микролит* (марка ЦМ-332) — получают спеканием при 1 710–1 750 °С смеси тонкомолотого технического глинозема и оксида магния. Микролит по свойствам превосходит другие инструментальные материалы: плотность — до 3 960 кг/м³; $\sigma_{сж} = 5\ 000$ МПа, твердость — 92–93 НРА. Он обладает значительно большей

красностойкостью (до 1 200 °С), твердостью и режущей способностью, чем быстрорежущие стали и твердые сплавы.

Резцы с пластинками из микролита используют для обработки сталей, чугунов, цветных металлов, неметаллов (графита, дерева, пластмасс и др.). Из микролита изготавливают также фильеры, сопла песко- и дробеструйных аппаратов, волокна и другие детали, работающие на истирание при наиболее высоких температурах. Недостатки микролита — высокая хрупкость и затрудненность крепления пластинок к державкам.

Электрокорунд (корракс) — корундовая керамика из спеченного оксида алюминия с добавками Cr^{3+} , Fe^{3+} , получаемая плавкой в электрических печах глиноземсодержащего сырья, имеющего не более 2 % примесей.

Электрокорунд по твердости уступает лишь алмазу и имеет температуры плавления 1 750–2 050 °С. Электрокорунд широко используют в светотехнике (вместо нитей накаливания), в приборостроении (часовые камни и др.), в лазерах как излучающий элемент, в теплотехнике как огнеупорный материал и для изготовления литейных форм и стержней.

Сверхтвердые керамические материалы — композиционные керамические материалы, получаемые введением различных легирующих добавок и наполнителей в исходный *нитрид бора*. Структура таких материалов образована прочно связанными мельчайшими кристаллитами, и, следовательно, они являются синтетическими поликристаллическими материалами.

Нитрид бора (*боразан*), имеющий алмазоподобное строение, является заменителем алмаза, стоек к окислению до 2 000 °С (алмаз начинает окисляться при 800 °С).

К группе сверхтвердых керамических материалов относятся *композит 01 (эльбор-Р)*, *композит 02 (белбор)*, *композит 10 (гексанит-Р)*, а также *полукристаллический нитрид бора*.

Сверхтвердые керамические материалы используются для изготовления режущих пластин к инструментам для чистовой обработки труднообрабатываемых материалов и закаленной стали (более 55 HRC).

К *технической керамике* относятся *электро- и радиотехническая керамика, керметы, абразивные керамические материалы, пенокерамика* и др.

По электрическим свойствам керамику подразделяют на *собственно электротехническую*, применяемую при частотах до 20 тыс. Гц, и *радиотехническую*, используемую преимущественно при высоких (более 20 тыс. Гц) частотах. Электротехническая керамика по области применения делится на *изоля-*

торную (установочную), конденсаторную (сегнетоэлектрики) и пьезо-керамику.

Изоляторная керамика должна иметь низкие потери, хорошие электроизоляционные свойства и прочность. Ведущую роль играет электрофарфор, в котором основные виды кристаллов представляют муллит $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ и SiO_2 . Изоляторная керамика применяется для изготовления изоляторов, колодок, плат, каркасов катушек и др.

Конденсаторная керамика должна иметь большую диэлектрическую проницаемость, малые потери и температурный коэффициент. Основу конденсаторной низкочастотной сегнетокерамики составляют твердые растворы титанатов бария (BaTiO_3 с добавками Zr-SM1), кальция (CaTiO_3) и стронция (SrTiO_3 — Т-7500), а также станнат стронция (SrSnO_3 — ВК-1) для варикондов. Высокочастотная конденсаторная керамика изготавливается на основе рутила TiO_2 (тиконд Т-80), титанатов кальция (CaTiO_3 — тиконд Т-150), циркония (ZrTiO_3 — термоконт Т-20) и станнатов (станнатная керамика) кальция CaSnO_3 и магния, MgSnO_3 и др. Использование конденсаторной керамики увеличивает надежность работы и теплостойкость конденсаторов и уменьшает их размеры.

Пьезокерамика — керамические материалы с пьезоэлектрическими свойствами. Структура пьезокерамики — твердые растворы на основе титанита бария (ТБС и ТБКС), ниобата бария (НБС) и ниобата и титаната свинца (НТС). Для НТС продольный пьезомодуль до $7 \cdot 10^{-10}$ К/Н, $\varepsilon = 400-1\ 700$, максимальная температура эксплуатации $250\text{ }^\circ\text{C}$.

Пьезокерамику применяют для устройств генерации и приема ультразвука; датчиков давления, ускорения, вибрации, в системах зажигания двигателей, в трансформаторах и др.

В качестве радиотехнической высокочастотной керамики используется радиофарфор (муллит $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), корундомуллитовая керамика КМ-1 (муллит и корунд Al_2O_3), ультрафарфор ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ и Al_2O_3), алюминоксид Al_2O_3 , стеатит $\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$, цельзиан $\text{BaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$, поликор и микропит.

Миниатюризация электронной, вычислительной и СВЧ-аппаратуры потребовала создания материалов с тангенсом угла диэлектрических потерь $0,0001-0,0002$, в частности нитридов бора и кремния и композиций на их основе. Причем имеется много возможностей варьирования их свойств путем изменения химического состава и структуры, а также технологии получения изделий.

Абразивные керамические материалы (абразивы) — вещества повышенной твердости, применяемые в массивном или измельченном состоянии для механической обработки (шлифования, резания, истирания, заточки, полирования и т.д.) других материалов. Естественные абразивные материалы — *кремень, наждак, пемза, корунд, гранат, алмаз* и др.; искусственные абразивные материалы — *электрокорунд, карбид кремния, боразон, эльбор, синтетический алмаз* и др. По убыванию абразивной способности эти материалы располагаются так: синтетический алмаз, кубический нитрид бора, карбид бора, карбид кремния, карбид титана и электрокорунд. В настоящее время разрабатываются новые абразивные материалы на основе боридов и карбидов переходных металлов, а также типа *белбора*.

Основные характеристики абразивных материалов: твердость, прочность и износ, размер и форма абразивного зерна, абразивная способность, зернистость. С увеличением прочности этих материалов улучшается сопротивляемость усилиям резания, так как сопротивление сжатию у них в несколько раз больше, чем сопротивление растяжению. Прочность абразивных материалов на растяжение и сжатие снижается с повышением температуры шлифования.

Измельченный и классифицированный абразивный материал называют *шлифовальным*. Зернистость шлифовальных материалов определяется размером абразивных зерен, т.е. группой материалов по ГОСТ 3647-80: шлиф-зерно, шлифпорошки, микрошлифпорошки и тонкие микрошлифпорошки. Обозначение зернистости дополняют индексами В, П, Н и Д, которые характеризуют процентное содержание (массовую долю) основной фракции (36–60 %).

Абразивные керамические материалы используются как в несвязанном виде (порошки, пасты, суспензии), так и в связанном (бруски, шлифовальные шкурки, круги, головки и др.).

8. ГАЗОВАЯ СВАРКА И РЕЗКА МЕТАЛЛОВ. СХЕМЫ ПРОЦЕССОВ, ОБОРУДОВАНИЕ

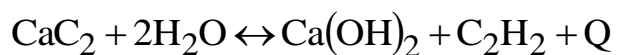
Газовая сварка

При сварке место соединения нагревают до расплавления высокотемпературным газовым пламенем. При этом кромки свариваемых заготовок расплавляются, а зазор между ними заполняется присадочным материалом. Газовое пламя получают при сгорании горючего газа в атмосфере технически чистого кислорода.

Кислород поставляют в стальных баллонах под давлением 15 МПа. Баллоны окрашивают в голубой цвет с черной надписью «Кислород».

Для снижения давления газа на выходе из баллона и поддержания постоянной величины рабочего давления применяют газовые редукторы. Кислородные редукторы понижают давление от 15 до 0,1 МПа, а ацетиленовые — от 1,6 до 0,02 МПа. Редукторы имеют два манометра, один из которых измеряет давление газа до входа в редуктор, второй — на выходе.

Для газовой сварки применяют ацетилен, так как он имеет большую теплоту сгорания и высокую температуру пламени (3 200 °С). Ацетилен получают в специальных аппаратах — газогенераторах — при взаимодействии воды с карбидом кальция:



Ацетилен взрывоопасен при давлении свыше 0,175 МПа, хорошо растворяется в ацетоне. Это используется для его безопасного хранения. Наиболее простая конструкция у генератора системы вода на карбид, при которой воду периодически подают на карбид, насыпанный в открытую сверху корзинку.

На пути следования газа от генератора к сварочной горелке устанавливают предохранительные водяные затворы, предотвращающие проникновение кислородо-ацетиленового пламени в генератор при его обратном ударе.

Обратный удар возникает, когда скорость истечения газов становится меньше скорости их горения. Практически обратный удар происходит при перегреве горелки и засорении сопла или центрального отверстия инжектора.

Ацетиленовые генераторы взрывоопасны. Поэтому целесообразно использовать баллонный ацетилен. Ацетиленовые баллоны окрашивают в белый цвет и делают на них красной краской надпись «Ацетилен». Давление ацетилена в баллоне 1,5 МПа. В баллоне находятся пористая масса (активированный уголь) и ацетон. Растворенный в ацетоне ацетилен пропитывает пористую массу и становится безопасным.

Газовая резка металлов

Заключается в сжигании металла в струе кислорода и удалении этой струей образующихся оксидов. Для начала горения металл подогревают до температуры его воспламенения в кислороде (сталь — до 1 000–1 200 °С). Образующиеся оксиды расплавляются и выдуваются струей режущего кислорода из зоны реза.

Для обеспечения процесса резки металл должен отвечать следующим требованиям: температура его плавления должна быть выше температуры горения в кислороде; температура плавления оксидов металла должна быть ниже температуры его плавления; теплопроводность металла не должна быть слишком высокой, иначе теплота слишком интенсивно отводится и резка прекращается; образующиеся оксиды должны быть достаточно жидкотекучими и легко выдвигаться вниз струей режущего кислорода.

Этим требованиям отвечают железо, низкоуглеродистые и низколегированные стали. Толщина металла 5–300 мм.

Газосварочные горелки

Используются для образования газосварочного пламени. В промышленности наиболее распространена инжекторная горелка (рис. 8.1).

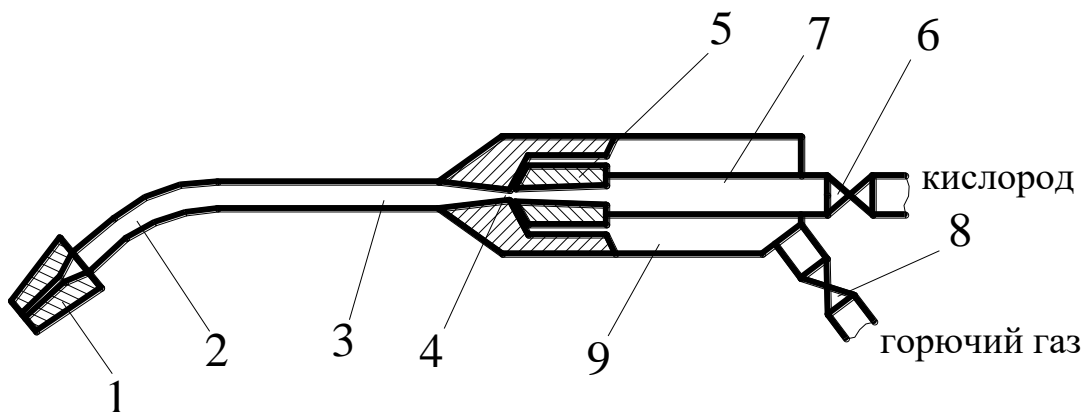


Рис. 8.1. Устройство газовой горелки: 1 — мундштук; 2 — наконечник; 3 — камера смешения; 4 — камера; 5 — инжектор; 6 — регулировочный вентиль; 7 — трубка; 8 — вентиль; 9 — ацетиленовые каналы

Кислород под давлением 0,1–0,4 МПа через регулировочный вентиль и трубку подается к инжектору. Выходя с большой скоростью из узкого канала инжекторного конуса, кислород создает разрежение в камере и засасывает го-

рючий газ, поступающий через вентиль в ацетиленовые каналы горелки и камеру смешения, где образуется горючая смесь. Затем горючая смесь поступает по наконечнику к мундштуку, на выходе из которого при сгорании образуется сварочное пламя (рис. 8.2).

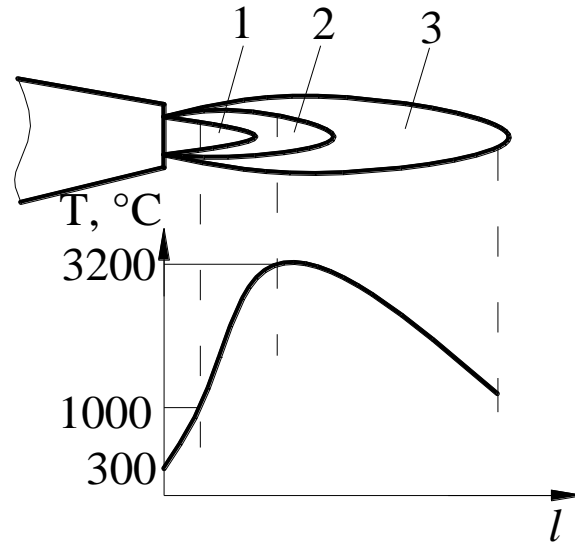


Рис. 8.2. Строение газосварочного пламени: 1 — ядро пламени; 2 — средняя зона (сварочная); 3 — факел пламени

Горелки этого типа имеют сменные наконечники с различными диаметрами выходных отверстий инжектора и мундштука, что позволяет регулировать мощность ацетилено-кислородного пламени. Имеется семь номеров сменных наконечников.

При газовой сварке заготовки нагреваются более плавно, поэтому применяется для сварки металлов малой толщины (0,2–3 мм); легкоплавких цветных металлов и сплавов; для металлов и сплавов, требующих постепенного нагрева и охлаждения (инструментальные стали, чугун); для пайки и наплавочных работ и т.д.

9. МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА, ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Техническая норма времени

Производительность труда определяется количеством продукции, произведенной в единицу рабочего времени, затрачиваемого рабочим при ее изготовлении:

$$Q = \frac{60}{T_{шт}}$$

Техническая норма времени, определяющая затраты на обработку, служит основой для оценки производительности труда, оплаты работы и калькуляции себестоимости обработки деталей.

Норма штучного времени на обработку:

$$T_{шт} = T_o + T_{всп} + T_{орг.обсл} + T_{техн.обсл} + T_{отд},$$

где T_o — основное технологическое время, в течение которого происходит снятие стружки, мин; $T_{всп}$ — вспомогательное время, затрачиваемое на установку, закрепление и съём детали, на управление станком (пуск, остановка, изменение режима), на перемещение инструмента и на контроль детали в процессе изготовления, мин; $T_{орг.обсл}$ — время организационного обслуживания рабочего места в течение смены, затрачиваемое на осмотр, чистку, смазку станка, раскладку инструмента, мин; $T_{техн.обсл}$ — время технического обслуживания рабочего места, затрачиваемое на подналадку и регулировку станка, смену и правку инструмента, удаление стружки, мин; $T_{отд}$ — время на отдых и физические потребности рабочих, мин.

Основное время (машинное, машинно-ручное) следует рассчитывать для каждого перехода, затем суммируя по переходам для всей операции:

$$T_o = \frac{L}{nS} i,$$

где L — расчетный путь перемещения инструмента, мм; i — число проходов; n — частота вращения, об./мин; s — подача, мм/об.

$$L = l_1 + l + l_2,$$

где l — длина обработки, мм; l_1 — путь на врезание инструмента в деталь, мм; l_2 — путь на перебег инструмента, мм ($l_2 = 1-3$ мм).

$$l_1 = t \cdot \operatorname{ctg} \varphi,$$

где t — глубина резания, мм; φ — главный угол в плане инструмента.

Вспомогательное время определяется по нормативам или хронометражом.

Оперативное время:

$$T_{оп} = T_o + T_{всп}.$$

Дополнительное время:

$$T_{доп} = T_{орг.обсл} + T_{техн.обсл} + T_{отд}.$$

Дополнительное время принимается в процентах от оперативного времени: $T_{доп} = (0,05 - 0,1)T_{оп}$.

При оценке производительности (сменной, часовой, месячной и т.д.):

$$П_{см} = \frac{T_{см}}{T_{шт}},$$

где $T_{см}$ — время работы за смену.

Себестоимость и экономичность

Себестоимость производства продукции C укрупненно может быть представлена в виде:

$$C = C_m + C_t,$$

где C_m — стоимость материала; C_m — технологическая себестоимость производства продукции.

Технологическая себестоимость складывается из себестоимостей операций по изготовлению продукции:

$$C_m = C_{m1} + C_{m2} + \dots + C_{mn} = \sum_1^n C_{mi},$$

где $C_{m1}, C_{m2}, \dots, C_{mn}$ — себестоимости отдельных операций.

Укрупненно технологическая себестоимость операции может быть представлена в виде:

$$C_{mi} = C_{zi} + C_{nc} + C_{no},$$

где C_{zi} — заработная плата при выполнении i той операции; C_{nc} — цеховые накладные расходы, учитывающие амортизацию и ремонт оборудования, производственных площадей, расходы на инструмент, энергию, зарплату вспомогательному персоналу и т.п.; $C_{nc} = (200..500)\%C_{zi}$; C_{no} — общезаводские накладные расходы, учитывающие амортизацию и ремонт общезаводских площадей и служб, зарплату ИТР и вспомогательному персоналу заводоуправления и т.п.; $C_{no} = (50..100)\%C_{zi}$.

Величина заработной платы на операции:

$$C_z = T_{шт} \cdot C_{чмс} \cdot K_n,$$

где $T_{шт}$ — штучное время; $C_{чмс}$ — часовая тарифная ставка специалиста какого-либо разряда; K_n — коэффициент, учитывающий приработок на операции.

При изучении ряда вариантов технологии изготовления продукции выбор наиболее выгодного варианта осуществляется расчетом и сравнением показателей технико-экономического эффекта, например, приведенных затрат и т.д.

Экономия на приведенных затратах:

$$\Delta C_{np} = C_{np1} - C_{np2},$$

где C_{np1} и C_{np2} — приведенные затраты на производство продукции по первому и второму варианту технологии.

$$C_{np} = C + E_n K,$$

где C — себестоимость производства продукции; K — капитальные затраты; E_n — норма народнохозяйственной эффективности дополнительных капитальных вложений, руб./год.

Процессы технологические. Основные определения.

Порядок проектирования технологического процесса механической обработки

Процессы технологические основные определения

Сущность технологии изготовления деталей машин состоит в последовательном использовании различных технологических способов воздействия на обрабатываемую заготовку с целью придания ей заданной формы и размеров с требуемой точностью.

Производственный процесс — это совокупность действий людей и орудий труда, необходимых для изготовления и ремонта продукции.

Технологический процесс — это часть производственного процесса, содержащая действия по изменению и последующему определению состояния предмета производства. Технологический процесс состоит из операций.

Операция — это часть технологического процесса, выполняемая на одном рабочем месте.

Разработка технологических процессов (ТП) входит как основной раздел в технологическую подготовку производства и выполняется на основе ГОСТ Р 50995.3.1-96.

В соответствии с этим ГОСТ установлены общие правила разработки ТП, исходные данные и перечень основных задач для каждого этапа.

При создании технологических процессов необходимо использовать передовой опыт и научно-технические достижения в рассматриваемой области, что позволило бы выпускать изделия высокого качества, удовлетворяющие современным требованиям. Технологические процессы должны быть экономичными (минимальные трудовые и материальные затраты) и экологичными (минимум вредных воздействий на окружающую среду).

К исходным данным при проектировании технологических процессов относят:

- форму, размеры и массу обрабатываемых деталей;

- заданную точность;
- шероховатость поверхности;
- твердость и микротвердость поверхностного слоя;
- вид заготовки;
- программу, выполнение работы по срокам;
- серийность производства;
- условия, для которых разрабатывается технологический процесс (новое производство или модернизация старого).

Каждый технологический процесс предполагает выполнение следующих этапов:

- анализ исходных данных;
- выбор типа производства;
- выбор заготовок;
- разработку маршрутной технологии;
- выбор технологического оборудования;
- выбор технологических баз.

Проектирование технологических операций также включает основные этапы, такие как:

- разработка структуры операций;
- выбор режущего инструмента;
- выбор приспособлений и контрольно-измерительных средств;
- расчет межоперационных размеров и припусков на обработку;
- расчет параметров режимов резания;
- определение норм времени на обработку;
- расчет производительности труда.

Отдельным разделом должен быть расчет себестоимости операции и ее технико-экономические показатели.

Документирование технологических процессов содержит разделы:

- оформление текстовых технологических документов;
- оформление графических технологических документов.

Порядок проектирования технологического процесса механической обработки

Анализ исходных данных

Разработке технологического процесса предшествует анализ исходных данных, целью которого является уточнение поставленной задачи и

определение предпосылок к проектированию маршрутной технологии, выбору способов обработки и оборудования.

На этом этапе изучают технические требования, предъявляемые к обработке деталей, виду заготовок и заданному объему выпуска (производственной программе).

Определяют требования к *обработке деталей* на основе изучения данных чертежа, фиксируют форму, размеры и массу детали, от которых будет зависеть выбор типов и характеристик технологического оборудования (станков). Особое внимание уделяют требованиям по точности обработки (допускам размеров, отклонениям формы и расположения поверхностей) и качеству обработки поверхности и поверхностного слоя (шероховатости, твердости, знаку остаточных напряжений и др.).

Выбор типа производства

Различают три типа производства — единичное, серийное и массовое.

Единичным называется производство с широкой номенклатурой изготавливаемых изделий и малым объемом их выпуска.

Серийное — это производство с ограниченной номенклатурой изделий, изготавливаемых периодически повторяющимися партиями. Различают мелко-, средне- и крупносерийное производство.

Массовое — это производство с узкой номенклатурой и большим объемом изделий, выпускаемых непрерывно в течение продолжительного времени.

Выбор заготовок

Выбор заготовок зависит:

- от конструкции (формы и размера) детали и материала, из которого она изготовлена, а также от программы выпуска;
- требований, предъявляемых к качеству готовой детали;
- минимальной себестоимости изготовления заготовки с учетом себестоимости механической обработки.

Заготовки должны быть выполнены из материала, указанного на чертеже, иметь соответствующие механические свойства (прочность, твердость) и

химический состав; не иметь внутренних дефектов (рыхлости, раковин, включений, пористости и др.).

Разработка маршрутной технологии

Под технологическим маршрутом изготовления детали понимают совокупность операций, выполняемых в логической последовательности, обусловленной способами обработки.

На выбор маршрутной технологии влияют:

- конструкция (форма и размеры) детали и заготовки;
- заданная точность обработки и шероховатость поверхности;
- объем и тип производства.

В зависимости от формы обрабатываемых поверхностей выбирают способ обработки (точение, фрезерование, шлифование и др.) и определяют виды операций. Операция — законченная часть технологического процесса, выполняемая на одном рабочем месте. Например, при наличии у детали поверхностей вращения применяют точение (одна или несколько токарных операций), при наличии плоскостей, пазов — фрезерование (фрезерные операции), при наличии отверстий — сверление и т.д.

По заданной точности обработки и шероховатости поверхности определяют финишную операцию.

При единичном производстве (малая программа) технологический процесс разбивают на небольшое число крупных, сложных операций, иногда включающих в себя предварительную и окончательную обработку. Такой процесс называется концентрированным. При серийном производстве принимают большее количество операций, которые проще, чем при единичном. При массовом производстве нужно стремиться создать технологический процесс, состоящий из большого числа простых и мелких операций. Такой процесс называется дифференцированным. В случае применения агрегатных станков, обрабатывающих центров такой процесс называется концентрированным с небольшим числом сложных операций, выполняемых на более прогрессивной технике.

При разработке маршрутной технологии необходимо:

- сначала расчленив процесс изготовления детали на операции черновой, чистовой и отделочной обработки. Операции черновой обработки целесообразно отделить от чистовой, чтобы уменьшить влияние на точность обработки деформации заготовки. Однако, если заготовка жесткая, а

обрабатываемые поверхности незначительны по длине, то такое расчленение не является обязательным;

- предусмотреть, что окончательная обработка (тонкое шлифование, хонингование, суперфиниширование, доводка-притирка, полирование) выполняется (как правило) на конечной стадии процесса;

- определить операции, учитывая, что некоторые поверхности детали будут обрабатываться с одного установа, например, соосные поверхности вращения и прилегающие к ним торцы (ступенчатые валы и др.). В самостоятельные операции выделяют обработку зубьев колес, нарезание шлицев, обработку пазов, сверление отверстий и др.

В процессе формирования маршрута намечаются виды обработки и типы применяемого оборудования (токарные, фрезерные, шлифовальные и другие станки).

Технологический маршрут оформляется в виде операционных эскизов заготовок с указанием промежуточных размеров, схемы их базирования и закрепления с выделением жирными линиями обрабатываемых на данной операции поверхностей. В него включают также второстепенные операции — зачистку, промывку, контрольные операции.

Выбор технологических баз

В соответствии с ГОСТ 21495-76 «Базирование и базы в машиностроении. Термины и определения» базирование включает в себя силовое замыкание, обеспечивающее определенность базирования, т.е. неизменность положения детали в процессе ее обработки или измерения.

База — поверхность (поверхности), ось, точка, принадлежащие заготовке, может быть конструкторской, технологической, измерительной.

Конструкторская база определяет положение детали в изделии; технологическая — положение заготовки в процессе изготовления или ремонта; измерительная — относительное положение заготовки и средств измерения.

Выбор технологического оборудования

При выборе оборудования необходимо учитывать:

- способы обработки, определенные маршрутной технологией.

В зависимости от вида обработки устанавливаются типы станков: токарные, фрезерные, сверлильные, шлифовальные, хонинговальные и т.д.;

- точность обработки и шероховатость поверхности. Этот фактор определяет как тип оборудования, так и его характеристику по точности. Различают станки нормальной точности Н; повышенной П; высокой В; особо высокой А; особо точные станки С;

- размеры, форму и массу обрабатываемых деталей. От них зависит выбор параметров оборудования, таких как высота центров и расстояние между центрами токарных станков, размеры стола фрезерных станков, станков многоцелевого назначения;

- вид обработки (черновая или чистовая). В зависимости от глубины резания и величины снимаемого в стружку припуска выбирают мощность станков;

- тип производства и достигнутый научно-технический уровень производства. Так, например, при единичном производстве выбирают преимущественно универсальные станки широкого профиля; при серийном — предпочтительны станки с ЧПУ, агрегатные и многоцелевые (обрабатывающие центры) станки, гибкие автоматизированные легко переналаживаемые модули; при массовом — высокопроизводительные автоматы, автоматические линии как с жесткой, так и с гибкой связью между оборудованием.

Выбор оборудования производят по каталогам или справочникам [1, 2]. Шифр станка характеризует назначение (группу) станка, его тип, компоновку, степень автоматизации или вид применяемого инструмента и т.д.

Обработка резцами. Обработка заготовок на станках токарной группы. Характеристика метода точения: главное движение, движение подачи, достигаемая точность обработки и шероховатость поверхности, группа токарных станков

Обработка резцами.

Обработка на станках токарной группы

Характеристика метода точения

Точение — это способ обработки наружных и внутренних цилиндрических и конических поверхностей, а также плоских торцов на поверхности тел вращения.

С помощью точения выполняют операции: обтачивание — обработку наружных поверхностей; растачивание — обработку внутренних поверхностей;

подрезание — обработку торцевых поверхностей; резку — разрезание заготовки на части; резьбонарезание — нарезание резьбы.

Процесс резания осуществляется на токарных станках при вращении обрабатываемой заготовки (главное движение) и продольном или поперечном перемещении режущего инструмента (движение подачи).

По технологическим возможностям точение условно подразделяется на: черновое, получистовое, чистовое, тонкое. К черновому точению относят обдирку, отрезку и подрезку торцов заготовок. Обычно черновое точение используют для предварительной обработки заготовок, оно обеспечивает обработку по 14–12-му качеству и шероховатость $R_a = 3,3–6,3$ мкм. Получистовое точение обеспечивает точность по 13–11-му качеству и шероховатость $R_a = 1,6–3,3$ мкм. Чистовое обтачивание и растачивание обеспечивают обработку по 10–8-му качеству и шероховатость $R_a = 0,8–1,6$ мкм. Тонкое точение позволяет при обтачивании получить 6–7-й класс и шероховатость $R_a = 0,4–0,8$ мкм.

При точении параметры резания определяются скоростью резания v (м/мин), подачей S (мм/об) и глубиной резания t (мм).

К конструкциям деталей, обрабатываемых точением, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность при обработке. Технологичной является конструкция детали, масса которой уравновешена относительно оси вращения. В чертеже детали используются одинаковые радиусы скруглений; режущий инструмент имеет свободный вход и выход из материала заготовки: отсутствуют фасонные поверхности, требующие изготовления фасонных резцов; диаметры ступенчатых валов располагаются по возрастающей степени; участки вала или отверстия, имеющие один и тот же размер, но разный допуск, разделены кольцевой разделительной канавкой.

Группа токарных станков

К группе токарных станков (первая группа классификации металлорежущих станков) относятся:

- 1) токарные автоматы и полуавтоматы одношпиндельные;
- 2) токарные автоматы и полуавтоматы многошпиндельные;
- 3) токарно-револьверные;
- 4) сверлильно-отрезные;
- 5) карусельные;

- б) токарно-винторезные, токарные лобовые;
- 7) многорезцовые;
- 8) специализированные;
- 9) разные токарные.

Режущий инструмент, применяемый при точении

Режущими инструментами, применяемыми при точении, являются резцы.

В зависимости от направления движения подачи различают левые и правые резцы. По форме и расположению рабочей части относительно корпуса резцы могут быть прямые, отогнутые и оттянутые. По назначению различают: проходные, упорные (для обработки наружных цилиндрических и конических поверхностей), подрезные (для обработки торцовых поверхностей), отрезные (для отрезания заготовок), расточные (для обработки внутренних цилиндрических и конических поверхностей), фасонные (для обработки фасонных поверхностей), резьбовые (для нарезания резьбы). Резцы также подразделяют на черновые, служащие для предварительной обработки, и чистовые, предназначенные для окончательной (чистовой) обработки. На рис. 9.1 приведены схемы основных видов обработки поверхностей при точении. Они являются типовыми, т.к. могут быть реализованы на разных типах токарных станков.

Обработка поверхностей осуществляется либо с продольной, либо с поперечной подачей (рис. 9.1, а). Формообразование поверхностей при обработке с продольной подачей осуществляется по методу следов, при обработке с поперечной подачей — в основном по методу копирования.

Наружные цилиндрические поверхности обтачивают прямыми (рис. 9.1, б) или отогнутыми проходными резцами. Гладкие валы обтачиваются при установке заготовки в центрах. Вначале обтачивают один конец вала на длину, необходимую для установки и закрепления хомутика, а затем заготовку перевертывают на 180° и обтачивают оставшуюся часть ее. Ступенчатые валы обтачивают по схемам деления припуска на части или по схемам деления длины заготовки на части. В первом случае обработка ведется с меньшими глубинами резания. Общая длина пути резца увеличивается, что приводит к росту T_0 . В другом случае припуск с каждой ступени вала сразу срезается вследствие ее обработки с большой глубиной резания. В этом случае T_0 уменьшается, но требуется большая мощность привода станка.

Для обработки нежестких валов рекомендуют использовать проходные резцы, у которых главный угол в плане $\varphi = 90^\circ$. При обработке заготовок валов

такими резцами радиальная составляющая силы резания $P_y = 0$, что снижает деформацию заготовок в процессе обработки и повышает их точность. Наружные (рис. 9.1, в) и внутренние резьбы нарезают резьбовыми резцами, форма режущих кромок которых определяет профиль нарезаемых резьб. При наладке универсальных токарно-винторезных станков для нарезания данного шага резьбы необходимо предварительно определить те зубчатые колеса, которые устанавливают в кинематическую цепь. На станках с ЧПУ шаг нарезаемой резьбы устанавливает система управления. Нарезают как однозаходные, так и многозаходные резьбы.

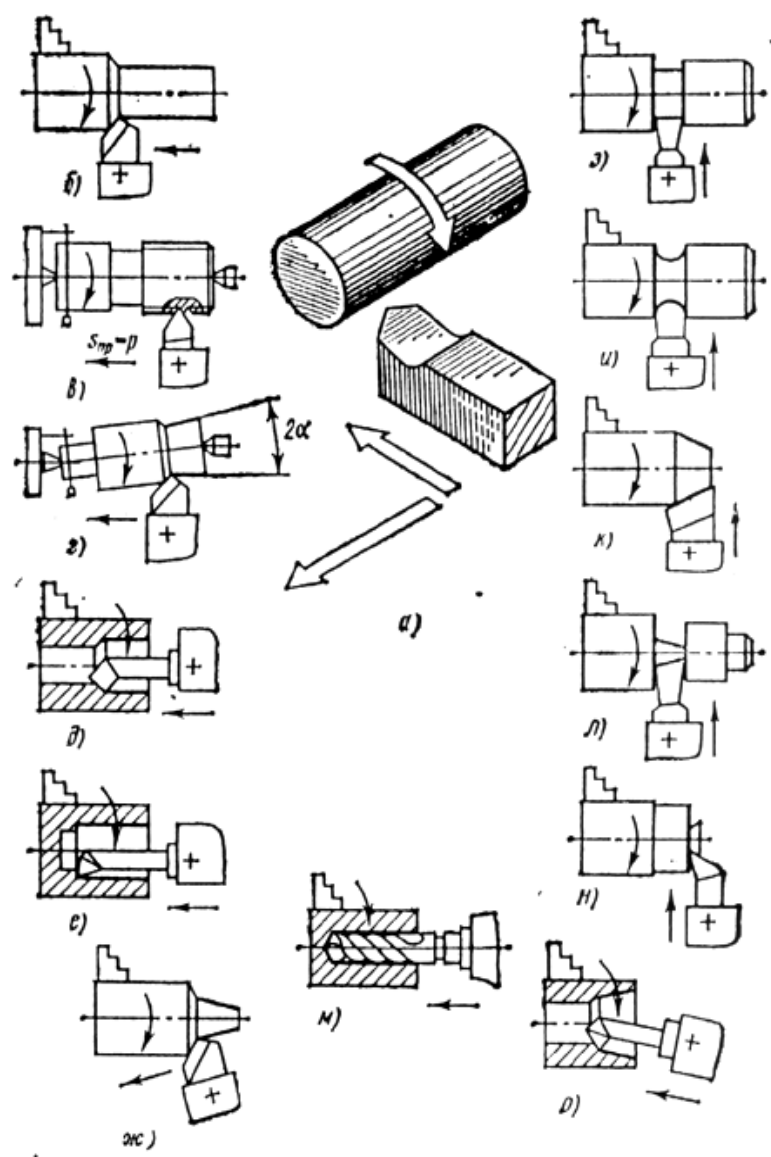


Рис. 9.1. Схемы обработки заготовок при точении

Точение длинных пологих конусов ($2\alpha = 8\div 10^\circ$) производят при смещении в поперечном направлении корпуса задней бабки относительно ее основания (рис. 9.1, *з*) или с использованием специального приспособления — конусной линейки. Точение на станках с УПУ конических поверхностей с любым углом конуса при вершине осуществляется подбором соответствующих подач. Сквозные отверстия на токарно-винторезных станках растачивают проходными расточными резцами (рис. 9.1, *д*), глухие — упорными (рис. 9.1, *е*).

С поперечной подачей на токарно-винторезных станках обтачивают кольцевые канавки (рис. 9.1, *з*) прорезными резцами, фасонные поверхности (рис. 9.1, *и*) — фасонными стержневыми резцами, короткие конические поверхности — фаски (рис. 9.1, *к*) — широкими резцами, у которых главный угол в плане равен половине угла при вершине конической поверхности. Отрезку деталей от заготовки (рис. 9.1, *л*) выполняют отрезными резцами с наклонной режущей кромкой, что обеспечивает после отрезания чистый торец на готовой детали. Подрезание торцов (рис. 9.1, *н*) выполняют специальными подрезными резцами.

На токарно-винторезных станках обработку отверстий выполняют сверлами (рис. 9.1, *м*), зенкерами и развертками. В этом случае обработку ведут с продольной подачей режущего инструмента. Обтачивание наружных и растачивание внутренних конических поверхностей средней длины (рис. 9.1, *ж*, *о*) с любым углом конуса при вершине на токарно-винторезных станках производят с наклонной подачей резцов, при повороте верхнего суппорта. На станках с ЧПУ эта обработка выполняется после ввода соответствующих подач $s_{пр}$ и $s_{п}$.

Резцы могут быть цельные, выполненные из одного материала, и составные: корпус из конструкционной стали, а рабочая часть резца из специального инструментального материала. Составные резцы бывают сварные, с напаянной режущей пластинкой, и с механическим краплением сменных многогранных пластин.

Геометрические параметры резца влияют на силы резания и износ режущих кромок лезвия.

Обработка заготовок на станках строгальной группы

Характеристика метода строгания

Строгание — это процесс обработки плоских и фасонных линейчатых (с прямолинейными образующими) поверхностей деталей машин, а также канавок в условиях единичного и мелкосерийного производства.

Главное движение при строгании — возвратно-поступательное прямолинейное, а движение подачи — шагообразное, направленное перпендикулярно

главному движению Обработку ведут на строгальных станках. На продольно-строгальных станках главное движение осуществляет заготовка, а движение подачи — резец, а на поперечно-строгальных — главное движение совершает резец, а движение подачи — заготовка, закрепленная на столе станка.

Процесс резания при строгании имеет прерывистый характер, и срезание стружки происходит только при встречном относительном движении резца и заготовки. Во время обратного (вспомогательного) хода резец работу не производит. Врезание резца в заготовку в начале каждого рабочего хода сопровождается ударом, а за время холостого хода резец начинает остывать, поэтому при строгании в большинстве случаев не применяются смазывающие охлаждающие жидкости. Ударные нагрузки и циклический характер нагрева снижают стойкость резцов в сравнении с непрерывным резанием, поэтому строгание производят при умеренных скоростях резания.

Головки и державки строгальных резцов выполняют более массивными, чем у токарных.

При строгании параметрами режима резания так же, как и при точении, являются глубина резания t , подача S и скорость резания V . В зависимости от параметров режима резания и вида резцов процессы строгания подразделяют на черновые и чистовые. Чистовое строгание обеспечивает точность обработки по 9–7-му качеству и шероховатость поверхности $R_z = 6,3–1,6$ мкм, что не уступает поверхностям, полученным чистовым точением.

К конструкциям деталей, обрабатываемых строганием, предъявляется ряд требований, обеспечивающих их технологичность. Технологичной при обработке строганием является конструкция детали, у которой форма поверхности представляет собой плоскость или сочетание плоскостей; обрабатываемые поверхности расположены в одной плоскости, что позволяет обрабатывать их за один проход; обрабатываемые поверхности заготовки расположены в параллельных плоскостях и имеют канавки для выхода резца; в углах пересечения обрабатываемых поверхностей предусмотрена разделительная канавка для выхода резца; пазы, обрабатываемые строганием, являются сквозными, обеспечивая свободный заход и выход резца.

Группа строгальных станков

Группа строгальных станков по классификации седьмая (7) и состоит из следующих типов:

- 1) продольно-строгальные одностоечные;

- 2) продольно-строгальные двухстоечные;
- 3) поперечно-строгальные;
- 4) долбежные;
- 5) протяжные горизонтальные;
- 6) нет;
- 7) протяжные вертикальные;
- 8) нет;
- 9) разные строгальные.

Строгание и долбление основаны на простейшей кинематической схеме резания, предусматривающей действия в процессе резания только одного главного движения. Строгальные станки осуществляют главное движение в горизонтальной плоскости, а долбежные — в вертикальной.

Во время осуществления главного движения механизм подачи на строгальных и долбежных станках не действует. Протяженность пути резца или детали ограничена возможностями станка. Совершив рабочий ход резания, резец возвращается в исходное положение, в этот момент осуществляется движение подачи, отсюда время работы станка оценивается по двойным ходам, а подача имеет размерность мм/дв.ход. Последовательность чередования главного движения резания с подачей в конце обратного хода составляет специфику строгания и долбления.

На поперечно-строгальных станках обрабатываются плоскости или фасонные линейчатые поверхности мелких и средних деталей. На продольно-строгальных обрабатываются поверхности крупных или нескольких средних деталей. Долбежные станки используются для обработки шпоночных пазов, канавок или фасонных поверхностей небольшой длины.

Режущий инструмент

По назначению строгальные резцы делят на проходные, отрезные, пазовые и специальные.

Строгальные резцы выполняют обычно изогнутыми так, чтобы вершина резца находилась в плоскости его опорной поверхности. Это уменьшает заклинивание резца при внедрении его в обрабатываемую поверхность.

Геометрические параметры режущей части строгальных резцов аналогичны токарным резцам, так как операция точения с точки зрения стружкообразования аналогична строганию и долблению.

Режимы резания при строгании

При строгании параметрами режима резания являются:

- t — глубина резания, мм — слой, снимаемый за один проход резца;
- S — подача, мм/дв.ход — при поперечном строгании — перемещение стола за один двойной ход резца, перпендикулярно скорости главного движения;
- v — скорость резания; м/мин — скорость прямолинейного перемещения резца.

Обработка заготовок на расточных станках

На расточных станках (координатно-расточные, горизонтально-расточные, алмазно-расточные) чаще всего растачивают отверстия в заготовках корпусных деталей.

Главным движением при растачивании является вращательное движение инструмента. Движение подачи может совершать как заготовка, так и инструмент.

Чистовым растачиванием обеспечивается точность обработки по 9–8-му качеству и шероховатость $R_z = 6,3$ мкм. При использовании тонкого растачивания может быть достигнута точность обработки по 6–8-му качеству, а шероховатость $R_z = 0,8$ мкм. Это достигается за счет того, что на расточных станках деталь чаще бывает неподвижной, а следовательно, нет биения.

В качестве режущего инструмента на расточных станках применяются расточные резцы, сверла, расточные блоки, расточные головки, развертки и др.

Для расточки справедливы все основные зависимости, полученные для процесса точения. Геометрические параметры инструмента также аналогичны.

Расчет режима резания с использованием метода линейного программирования. Обработка заготовок на станках строгальной группы

Расчет режима резания при точении

В осуществлении рациональной эксплуатации режущих инструментов и оборудования основную роль играет правильный выбор режимов резания. Режим резания показывает, как загружен станок, в какой мере по стойкости ис-

пользуется режущий инструмент и насколько производительно обрабатывается деталь. Режим резания определяется расчетом или выбором трех элементов: глубины резания t , подачи S и скорости резания v . Элементы режима резания находятся во взаимной функциональной зависимости, устанавливаемой эмпирическими формулами, которые учитывают влияние параметров режима обработки на силы, возникающие при резании, скорость резания и качество обработанной поверхности.

Назначение режима резания включает в себя следующие этапы: определение максимальной глубины резания; определение допустимой подачи; определение периода стойкости инструмента; расчет скорости резания и частоты вращения шпинделя; проверку режима резания по допускаемым станком крутящему моменту и мощности, необходимой для резания; проверку прочности механизма подачи и (с позиции технологической надежности) прочности и жесткости инструмента и детали. Если при проверке режима по мощности, прочности механизма подачи и т.п. какие-то условия не выполняются, необходимо понизить уровень режима резания путем уменьшения в первую очередь скорости резания, а не подачи или глубины резания. Это при одинаковом увеличении машинного (основного) времени обеспечивает большее повышение стойкости инструмента.

Расчет режима резания с использованием метода линейного программирования

Рациональная эксплуатация оборудования и инструмента зависит от правильного выбора режимов обработки. Режим резания одного инструмента определяется расчетом или выбором по нормативам режимов резания трех параметров, трех переменных: глубины резания t , подачи s и скорости резания v .

Последовательность расчета такова:

- 1) определяется глубина резания t ;
- 2) принимается по нормативам или рассчитывается подача s , допускаемая прочностью, жесткостью и др. особенностями обрабатываемой системы (при черновой обработке). При чистовой обработке подача определяется исходя из требований к шероховатости поверхности;
- 3) назначается период стойкости T ;
- 4) определяется скорость резания v , допускаемая возможностями режущего инструмента, а затем величина частоты вращения шпинделя станка n ;

5) полученный режим проверяется по возможностям обрабатывающей системы и заготовки.

Рассмотрим вариант расчета с использованием метода линейного программирования.

Среди множества возможных режимов необходима такая комбинация t, s, v , при которой обработка будет вестись наилучшим образом. В дальнейшем для упрощения рассуждений глубину резания t будем считать известной, назначенной исходя из припуска на обработку. То есть искомыми переменными, определяющими режим резания, будут s и v . На режим резания всегда накладываются условия, выполнение которых обязательно. Если по качеству один режим может быть лучше другого, но оба применимы, то нельзя использовать такой режим, который ведет к поломке станка, инструмента или не обеспечивает требуемую шероховатость поверхности и т.п. То есть следует искать не просто наилучший режим, а наилучший при данных ограничениях. Рассмотрим эти ограничения в общем виде:

а) ограничения, определяемые кинематическими возможностями станка по подаче S и частоте вращения n :

$$S \geq S_{\text{нм.станка}} ; \quad (9.1)$$

$$S \leq S_{\text{нб.станка}} ; \quad (9.2)$$

$$n \geq n_{\text{нм.станка}} ; \quad (9.3)$$

$$n \leq n_{\text{нб.станка}} ; \quad (9.4)$$

б) ограничения по допускаемым мощности резания $N^{\text{доп}}$, крутящему моменту $M^{\text{кр.доп}}$ и усилию подачи $P^{\text{хдоп}}$:

$$N_e \leq N^{\text{доп}} ; \quad (9.5)$$

$$M_{\text{рез}} \leq M^{\text{кр.доп}} ; \quad (9.6)$$

$$P_x \leq P^{\text{хдоп}} ; \quad (9.7)$$

в) ограничения по допускаемым главной $P^{z \text{ доп. станка}}$ и радиальной $P^{y \text{ доп. станка}}$ составляющим силы резания, определяемым прочностью и жесткостью станка и инструмента $P^{y \text{ доп. инстру.}}$ и $P^{z \text{ доп. инстру.}}$:

$$P_z \leq P^{z \text{ доп. станка}} ; \quad (9.8)$$

$$P_z \leq P^{z \text{ доп. инстру.}} ; \quad (9.9)$$

$$P_y \leq P^{y \text{ доп. станка}} ; \quad (9.10)$$

$$P_y \leq P^{y \text{ доп. инстру.}} ; \quad (9.11)$$

г) ограничения по допускаемым шероховатости поверхности $R_{z \text{ доп}}$ и точности обработки $\Delta_{\text{доп}}$:

$$R_z \leq R_{z \text{ доп}} ; \quad (9.12)$$

$$\Delta \leq \Delta_{\text{доп}} , \quad (9.13)$$

где $\Delta_{\text{доп}}$ — наибольшее допускаемое отклонение размера;

д) ограничения на допускаемый период стойкости инструмента $T^{\text{доп}}$:

$$T \geq T^{\text{доп}} ; \quad (9.14)$$

$$T^{\text{доп}} = T_{\text{нм.себ}} \frac{1}{(m-1)} \left(T_{\text{см}} + \frac{\Theta_u}{E} \right).$$

Следует задавать только необходимые ограничения, так как лишние ограничения могут исключить из числа рассматриваемых годные режимы.

Для оценки качества режима, т.е. для выяснения того, что именно он наилучший, необходим критерий качества, или оценочная функция. Критерии качества могут быть различными. Например, производительность, себестоимость и др. Обычно за основной критерий качества режима резания принимают себестоимость операции, вернее ту ее часть, которая зависит от режима резания.

Этот критерий или оценочная функция может быть выражен как уравнение основного времени на единицу длины резания:

$$T_o = \frac{L}{nS}; T_o = \frac{1}{nS}.$$

Оценочная функция f :

$$f = \frac{1}{nS}. \quad (9.15)$$

Сведя неравенства (9.1)–(9.14) в систему, получим множество допустимых режимов, определенное этими неравенствами. Вместе с уравнением оценочной функции (9.15) эта система представляет собой математическую модель оптимального режима обработки. Под оптимальным понимается режим, наилучший среди рассмотренных режимов, и удовлетворяющий установленным ограничениям. Математическая модель строится на основе эмпирических зависимостей, полученных в теории резания, формул механики и данных по оборудованию, инструменту и технологическому процессу.

При решении системы необходимо найти такие значения n и S , при которых величина критерия качества будет наименьшей, т.е. $f = \frac{1}{nS} = \min (f^i)$. Следовательно, $n S = \max (n^i S^i)$.

Рассмотрим для примера схему расчета режима чистовой токарной обработки. В систему включим ограничения 9.1, 9.2, 9.3, 9.4, 9.5, 9.12, 9.14.

$$\left. \begin{aligned}
 S &\geq S_{\text{н.м.станка}} \\
 S &\leq S_{\text{нб.станка}} \\
 n &\geq n_{\text{н.м.станка}} \\
 n &\leq n_{\text{нб.станка}}
 \end{aligned} \right\} \text{оценочная функция } f = \frac{1}{ns} \quad (9.16)$$

$$\begin{aligned}
 N^e &\leq N^{\text{дон}}; \\
 R^z &\leq R_{z\text{дон}}; \\
 T &\geq T^{\text{дон}}.
 \end{aligned}$$

Раскроем ограничения (9.5), (9.12), (9.14) и вынесем в левую часть неравенств искомые величины n и S , от которых зависит оценочная функция. Ограничение по мощности $N_e \leq N_{\text{дон}}$, $N^{\text{дон}}$ известно из паспортных данных о станке.

$$N^e = \frac{P_z V}{60}; \quad P_z = C_p t^{x_p} s^{y_p} v^{n_p} K_p; \quad v = \frac{\pi D n}{1000}.$$

Подставив зависимости для $N_e; P_z; v$ в неравенство (9.5), получим:

$$\left(\left(N_e = C_p t^{x_p} s^{y_p} \left(\frac{\pi D n}{1000} \right)^{n_p} \frac{\pi D n}{60 \cdot 1000} \right) \leq N_{\text{дон}} \right).$$

Вынесем в левую часть искомые величины:

$$S^{y_p} n^{n_{p+1}} \leq \frac{N_{\text{дон}} 60}{C_p t^{x_p} K_p \left(\frac{\pi D}{1000} \right)^{n_{p+1}}}.$$

Ограничение по шероховатости поверхности $R_z \leq R_{z\text{дон}}$.

$R_{z\text{дон}}$ задано чертежом. Подставляя в зависимость для R_z и вынося в левую часть искомую величину, получим:

$$\left(R_z = \frac{C_R S^{y_R}}{r^{x_R}} \right) \leq R_{z\text{дон}};$$

$$S^{y_R} \leq R_{z\text{дон}} r^{x_R} / C_R.$$

Ограничение по стойкости инструмента $T \geq T_{\text{дон}}$.

Принимаем $T_{\text{дон}} = T_{\text{нм.себ}}$, тогда можно записать $T^m \geq T_{\text{нм.себ}}^m$. Подставляя в неравенство зависимость для периода стойкости T :

$$v = \frac{C_v K_v}{T^m t^{x_v} S^{y_v}}; \quad T^m = \frac{C_v K_v}{v \cdot t^{x_v} S^{y_v}} = \frac{C_v K_v}{\left(\frac{\pi D n}{1000} \right) t^{x_v} S^{y_v}};$$

$$\frac{C_v K_v}{\left(\frac{\pi D n}{1000} \right) t^{x_v} S^{y_v}} \geq T_{\text{нм.себ}}^m; \quad \frac{C_v K_v}{\left(\frac{\pi D}{1000} \right) t^{x_v} T_{\text{нм.себ}}^m} \geq n S^{y_v}$$

и вынося в левую часть искомые величины, получим:

$$S^{y_v} n \leq \frac{C_v K_v}{\left(\frac{\pi D}{1000} \right) t^{x_v} T_{\text{нм.себ}}^m}.$$

Система в новом виде:

$$\left. \begin{aligned}
 S &\geq S_{\text{нм.станка}} \\
 S &\leq S_{\text{нб.станка}} \\
 n &\geq n_{\text{нм.станка}} \\
 n &\leq n_{\text{нб.станка}} \\
 S^{y_p} n^{x_p} &\leq \frac{N_{\text{доп}} 60}{C_p t^{x_p} K_p \left(\frac{\pi D n}{1000}\right)^{x_p}} \\
 S^{y_R} &\leq \frac{R_{z\text{доп}} r^{x_R}}{C_R} \\
 S^{y_v} n &\leq \frac{C_v K_v}{\left(\frac{\pi D}{1000}\right) t^{x_v} T_{\text{нм.свб}}^m}
 \end{aligned} \right\} f = \frac{1}{nS}$$

Для решения полученной системы используем метод линейного программирования. Приведение системы к линейному виду осуществляется логарифмированием уравнений — неравенств с введением обозначений:

$$\begin{aligned}
 \ln s &= x_1 \\
 \ln n &= x_2 \\
 \ln f &= f_0
 \end{aligned}$$

В правой части каждого уравнения — неравенства находятся известные величины, числовые значения которых заданы чертежом ($R_{z\text{доп}}$), паспортом станка (пределы изменения s и n и др.), данными нормативов по режимам резания и т.п. Обозначив логарифмы правых частей последовательно через b_1, b_2, \dots, b_7 , запишем:

$$\left. \begin{aligned}
 x_1 &\geq b_1 \\
 x_1 &\leq b_2 \\
 x_2 &\geq b_3 \\
 x_2 &\leq b_4 \\
 y_p x_1 + (n_p + 1) x_2 &\leq b_5 \\
 y_p x_1 &\leq b_6 \\
 y_v x_1 + x_2 &\leq b_7
 \end{aligned} \right\} f_0 = C - (x_1 + x_2)$$

При графическом решении системы необходимо вычислить свободные члены, построить прямые неравенств, выделить область возможных решений, определить оптимальное решение и элементы оптимального режима резания.

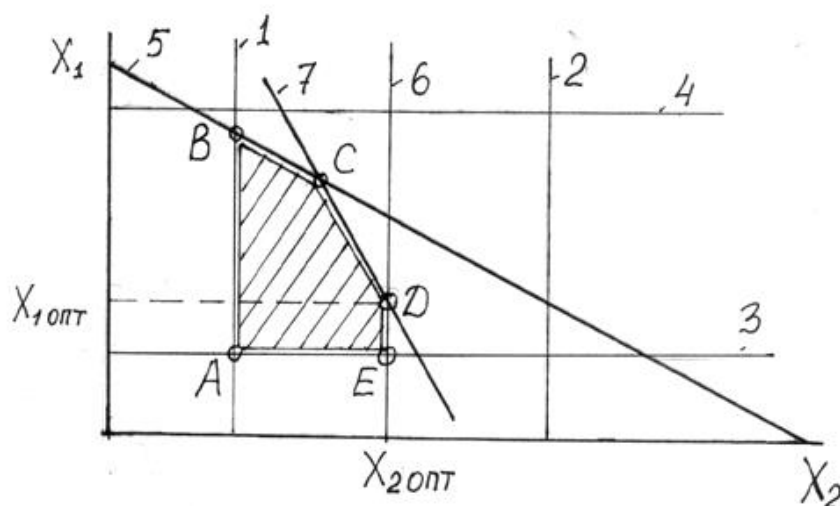


Рис. 9.2. Графическое решение системы

Горизонтальные линии 4 и 3 соответствуют предельным значениям (\max , \min) частот вращения шпинделя станка — ограничения (9.3) и (9.4). Вертикальные линии 1 и 2 — предельным значениям величин подач — ограничения (9.1) и (9.2). Вертикаль 6 ограничивает величину наибольших подач исходя из требований к шероховатости поверхности — ограничение (9.12). Прямая 5 ограничивает область возможных решений по подачам и частотам вращения шпинделя, основываясь на возможностях станка по мощности — ограничение (9.5). Линия 7 — ограничивает область возможных решений по подачам и частотам вращения шпинделя станка исходя из режущих возможностей инструмента — ограничение (9.14).

Получившийся многоугольник ABCDE является многоугольником решений системы. Всякая пара чисел, удовлетворяющая всем неравенствам системы (9.16), называется решением данной системы. Этому требованию удовлетворяют все точки, ограниченные многоугольником решений ABCDE.

Одна из вершин многоугольника, дающая:

$$f_{opt} = \min(f_{0i}) = \max(x_{1i} + x_{2i}),$$

является точкой оптимального решения системы.

Пусть это будет точка D , тогда:

$$s_{onm} = e^{x_{1onm}} ;$$
$$n_{onm} = e^{x_{2onm}} .$$

Получив расчетные значения s и n , принимают ближайšie меньшие, имеющиеся в техническом паспорте станка, и далее составляют операционную карту для обработки детали.

10. ФИНИШНЫЕ, ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ

**Методы отделочной обработки поверхностей.
Полирование. Притирка. Хонингование. Суперфиниш.
Обкатывание и раскатывание. Алмазное выглаживание. Калибровка**

Методы отделочной обработки поверхностей

Для повышения точности, уменьшения шероховатости поверхности или придания им особого вида требуется дополнительная отделочная обработка.

Для отделочных методов обработки характерны малые силы резания, небольшие толщины срезаемых слоев, незначительное тепловыделение.

К отделочной обработке со снятием стружки относятся: тонкое обтачивание, тонкое растачивание, тонкое шлифование, полирование, притирка, хонингование, суперфиниширование.

Хонингование

Хонингование (см. рис. 10.1) — процесс чистовой абразивной обработки поверхностей, выполняемый мелкозернистыми абразивными брусками, закрепленными в хонинговальной головке (хоне). По сравнению с внутренним шлифованием имеет преимущества, так как резание происходит более плавно, реже наблюдаются вибрации. Хонингованием исправляют погрешности формы от предыдущей обработки в виде отклонений от круглости, цилиндричности и т.п.

При хонинговании достигается точность обработки по 6–7-му качеству и шероховатость поверхности до $R_a = 0,05$ мкм. Обработка обеспечивает овальность и конусность не более 0,005 мм. Припуск под хонингование берется равным 0,02–0,1 мм. Отверстие предварительно растачивают или шлифуют.

Хон совершает два движения: вращательное и возвратно-поступательное. Заготовка неподвижна (схема хонингования представлена на рис. 10.1) Бруски вращаются и одновременно перемещаются вдоль оси обрабатываемого цилиндра возвратно-поступательно. Соотношение скорости вращения и скорости поступательного движения составляет 1,5–10. Хонинговальные бруски изготавливают из электрокорунда, карбида кремния и алмаза на бакелитовой или керамической связке. Абразивный брусок в процессе обработки постоянно контактирует с обрабатываемой поверхностью, раздвигаясь в радиальных направлениях

механическими, гидравлическими и пневматическими устройствами. Давление брусков на поверхность среза контролируется. Режущая часть хона (бруски) в процессе обработки самоустанавливается по отверстию. Обрабатывают изделия с диаметром от 3 до 1 000 мм и в несколько метров длиной.

При хонинговании в работе участвует в 10^2 – 10^3 раз большее число абразивных зерен, чем при шлифовании, скорость резания в 50–120 меньше, чем при шлифовании, а давление на обработанную поверхность в 6–10 раз ниже, чем при шлифовании, т.е. для хонингования характерны малые силы резания, небольшие толщины срезаемых слоев и незначительное тепловыделение. Хонингование производят при обильном охлаждении зоны резания смазывающе-охлаждающими жидкостями.

При хонинговании на обработанной поверхности образуется микропрофиль в виде сетки. Такой профиль позволяет удержаться смазочному материалу на поверхности детали. Наибольшее распространение хонингование получило в автотракторной, автотранспортной и авиационной промышленности при обработке, например, двигателей внутреннего сгорания.

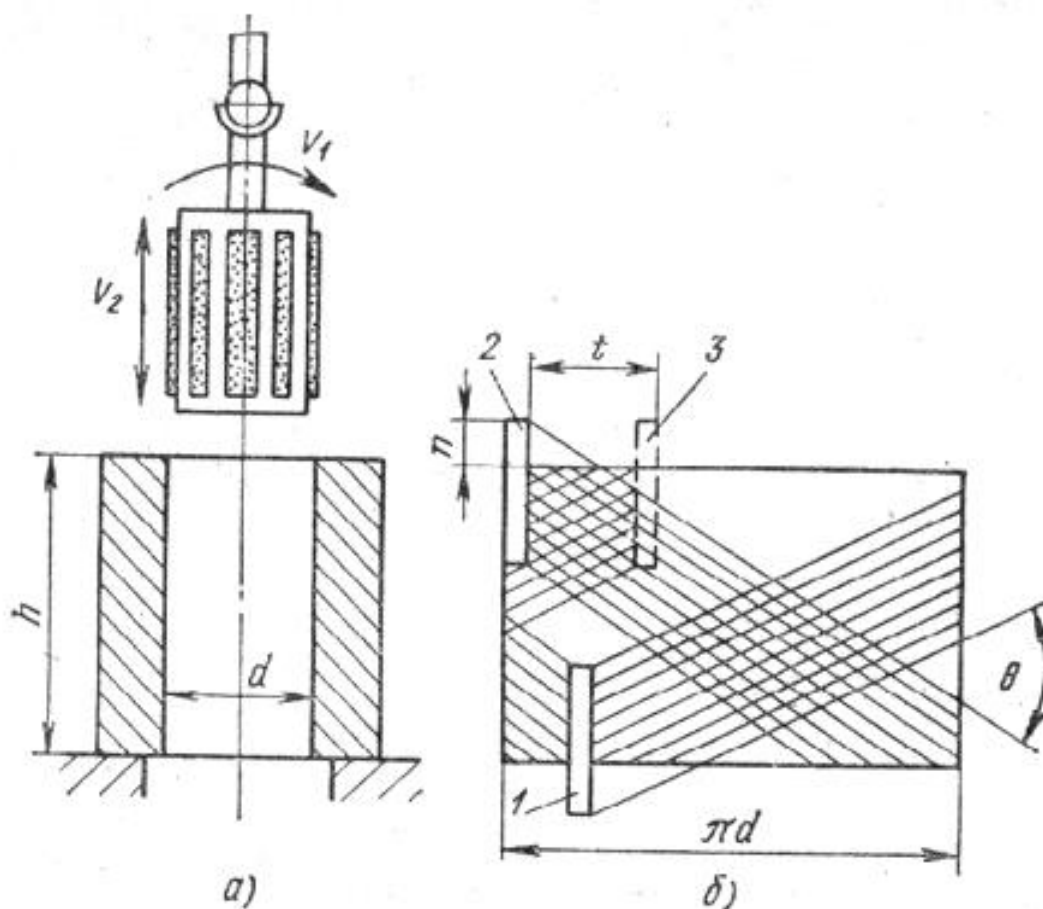


Рис. 10.1. Схема хонингования отверстий

Суперфиниширование

Суперфиниширование (рис. 10.2) — это процесс сверхтонкой абразивной обработки наружных и внутренних поверхностей колеблющимися брусками при движении заготовки.

Этот вид обработки практически не изменяет размеров, формы и расположения обрабатываемых поверхностей, поэтому требуемая точность обработки обеспечивается на предыдущей операции, а суперфиниширование только уменьшает шероховатость поверхности до $R_a = 0,012$ мкм. Припуск на суперфиниширование составляет до 5 мкм.

Бруски для суперфинишной обработки изготавливают из электрокорунда, карбида кремния, алмаза. В качестве связки в брусках используют керамическую и бакелитовую связки. Размеры и форма абразивных брусков определяются размерами и конфигурацией обрабатываемой поверхности. Чаще для суперфиниша используются два бруска, а при обработке крупных деталей — 3–4. Схема обработки представлена на рис. 10.2.

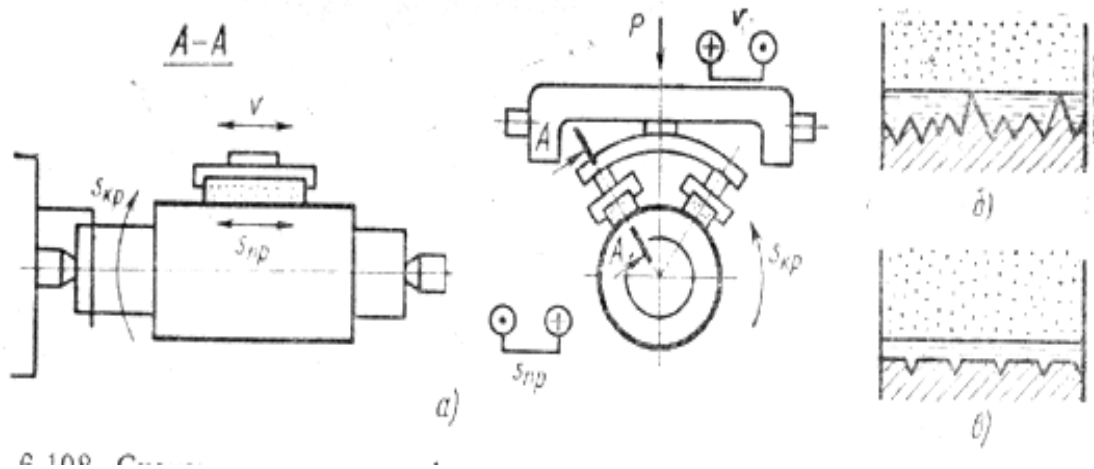


Рис. 10.2. Схема обработки суперфинишированием

Обработка суперфинишной головкой осуществляется при сочетании трех движений: вращательного движения заготовки, возвратно-поступательного и колебательного движения брусков. Амплитуда колебаний составляет 1,5–6 мм, а частота 400–1 200 колебаний в минуту.

В процессе резания подпружиненные бруски прижимаются к обрабатываемой поверхности с давлением $(0,5–3)10^5$ Па. Главным движением резания яв-

ляется колебательное движение брусков, его скорость при обработке составляет 0,1–0,2 м/с.

При суперфинишировании используется смазочно-охлаждающая жидкость, образующая масляную пленку (смесь керосина с веретенным или турбинным маслом). Масляная пленка прорывается на микровыступах, и они в первую очередь срезаются абразивом, т.е. при суперфинише удаляются выступы, оставшиеся от предыдущей обработки. Процесс прекращается автоматически, когда выступы срезаются. Пленка становится сплошной и создаются условия для чисто жидкостного трения между бруском и обрабатываемой поверхностью.

Притирка

Притирка (доводка) обеспечивает высокую точность по геометрическим размерам и форме (до 0,1–0,5 мкм) и шероховатость поверхности до $R_a = 0,1–0,01$ мкм.

Доводка выполняется вручную или на специальных станках притирами с непрерывной подачей абразивной смеси на рабочие поверхности или абразивными кругами (брусками) соответствующей геометрической формы. Для притиров применяют материал более мягкий, чем обрабатываемый. Их изготавливают из цветных металлов и сплавов (медь, бронза) или пористых материалов (чугун). Рабочая поверхность притиров шаржируется (насыщается) зернами абразива (притирочная паста или мелкий абразивный порошок).

Разрушение материала при притирке происходит под механическим воздействием в поверхностно-активных средах.

Притир или заготовка должны совершать разнонаправленные движения. При этом деталь не только вращается, но и скользит. Наилучшие результаты дает процесс, когда траектории движения каждого зерна не повторяются. Микронеровности сглаживаются за счет совокупного химико-механического воздействия на поверхность заготовки.

Полирование

Полирование применяется для придания поверхностям деталей декоративного вида, обеспечивая одновременно антикоррозионную стойкость. Осуществляется мягкими абразивами (окись хрома, железа), которые наносят на полировальные круги из дерева, кожи, войлока, фетра.

Обычно ведется в 2–3 операции с последовательным уменьшением зернистости абразива в полирующей пасте. Процесс полирования проводят на

больших скоростях. В зоне полирования одновременно протекают следующие процессы: тонкое резание, пластическое деформирование поверхностного слоя и химические реакции.

Полированием обрабатывают ответственные детали (например, дорожки качения подшипников) или детали, применяемые для декоративных целей (например, облицовочные части автомобилей).

Отделочная обработка без снятия стружки (алмазное выглаживание и калибровка)

Такие методы применяют при изготовлении деталей машин в связи с их способностью создавать поверхность с малой шероховатостью и необходимыми физико-механическими свойствами поверхностного слоя.

Методы обработки основаны на использовании пластических свойств металлов, т.е. способности металлических заготовок принимать остаточные деформации без нарушения целостности металла.

Отделочная обработка методами пластического деформирования сопровождается упрочнением поверхностного слоя, за счет чего повышается их коррозионная стойкость, износостойкость и т.д.

Обработку без снятия стружки выполняют на многих металлорежущих станках с применением специального инструмента.

К таким методам обработки, кроме пластического деформирования, относятся: обкатывание или раскатывание поверхностей, алмазное выглаживание, вибронакатывание и др.

Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов

Характеристика методов

Появление и развитие новой техники влечет за собой возникновение новых материалов. Обработка резанием этих материалов в ряде случаев не дает должного эффекта. Отсюда — необходимость создания новых методов обработки. Формально эти методы напоминают обработку резанием, так как обработанная поверхность получается после удаления с нее слоя материала. Но явления, происходящие при удалении металла, принципиально отличаются от явлений, сопровождающих процесс резания.

К проблемам, которые можно решить с помощью новых методов обработки, относятся: обработка весьма прочных, очень хрупких и неметаллических материалов, тонкостенных деталей, пазов и отверстий, имеющих размеры в несколько микрометров и т.п. Подобные проблемы решаются применением электрофизических и электрохимических методов размерной обработки. Для осуществления размерной обработки эти методы используют электрическую, химическую, звуковую, световую и другие виды энергии.

Электрофизические и электрохимические методы дополняют обработку резанием, а иногда заменяют ее, так как силовые нагрузки практически отсутствуют. Эти методы позволяют изменять не только форму заготовки, но и состояние ее поверхностного слоя.

Каждый из методов электрофизической и электрохимической обработки обладает уникальными технологическими возможностями, но все они энергоемки и менее производительны в сравнении с методами механообработки. Поэтому использование таких методов оправдано только в следующих случаях:

- для обработки конструкционных материалов, имеющих низкую обрабатываемость лезвийными и абразивными инструментами, в том числе высоколегированных сталей, твердых сплавов, ферритов, керамики, полупроводников и т.п.;
- для обработки деталей сложной геометрической формы из труднообрабатываемых материалов;
- для обработки миниатюрных тонкостенных нежестких деталей, а также деталей сложной формы с пазами и отверстиями.

Эффективность применения электрофизических и электрохимических методов обработки проявляется тем больше, чем сложнее форма поверхности детали и чем большие трудности возникают при ее изготовлении методами механообработки.

В зависимости от используемого физического или химического процесса эти методы обработки условно можно разделить на четыре группы:

1) электроэрозионные методы. К этой группе относятся электроискровой, электроимпульсный, электроконтактный и анодно-механический методы. Они основаны на использовании преобразуемой в тепло энергии электрических разрядов, возникающих между инструментом и изделием;

2) электрохимические и химические методы. Это так называемое анодное растворение, которое имеет две разновидности: одно — для формообразования в среде проточного электролита, другое — для шлифования с комбинированным электрохимическим и механическим воздействием на материал;

3) лучевые методы обработки. Особенность их заключается в том, что на материалы воздействуют концентрированными световыми, ионными или электронными лучами с высокой плотностью энергии. Съем материала осуществляется в результате преобразования этой энергии в тепловую непосредственно в зоне обработки;

4) метод импульсного, ударного механического воздействия. Этот метод называется ультразвуковым ввиду того, что частота ударов соответствует диапазону неслышимых ударов свыше 16 кГц. Он применяется при обработке хрупких и твердых материалов.

В последнее время получают развитие и другие новые методы обработки. В ряде случаев применяется комбинированная обработка. Например, совмещенные электрохимический и электроэрозионный методы обработки. Электрохимический и ультразвуковой методы обработки позволяют путем одновременной или последовательной комбинации процессов получить эффект, превышающий сумму эффектов составляющих процессов.

Наиболее перспективные и применяемые методы — это электроэрозионная, электрохимическая, лучевая, ультразвуковая и комбинированная обработка.

Электрофизические методы обработки. Оборудование и инструмент

Электроэрозионная размерная обработка

Этот метод основан на явлении эрозии (разрушения) электродов из токопроводящих материалов при пропускании между ними импульсного электрического тока. Электроинструмент — это обычно катод, а деталь — анод. Обработка ведется в ванне с диэлектриком (керосин, вода, солярка).

Размерная электроэрозионная обработка заключается в изменении формы, размеров, шероховатости и свойств заготовки путем съема материала припуска за счет управляемого процесса электрической эрозии.

К этому методу относят электроискровую, электроимпульсную и высокочастотные электроискровую и электроимпульсную обработку.

При наличии потенциала на электродах межэлектродное пространство ионизируется. Когда разность потенциалов достигает определенной величины, в среде между электродами образуется канал проводимости, по которому устремляется электрическая энергия в виде импульсного искрового или дугового разряда. При большой мощности источника питания искровой разряд переходит в дуговой. Благодаря высокой концентрации энергии, реализуемой за

время 10^{-5} – 10^{-8} с, мгновенная плотность тока в канале проводимости достигает 8 000–10 000 А/мм², в результате чего температура на поверхности обрабатываемой заготовки возрастает до 10 000–12 000 °С. При этой температуре мгновенно оплавляется и испаряется элементарный объем металла, и на обрабатываемой поверхности образуется лунка. Электрод-инструмент тоже изнашивается.

При многообразии кинематических схем электроэрозионной обработки все схемы можно условно разделить на три группы:

1) получение требуемой формы и точности поверхности заготовки копированием формы профильного инструмента, представляющего собой обратное отображение формы детали;

2) заданная форма детали обеспечивается взаимным перемещением заготовки и непрофилированного инструмента (профиля или диска);

3) получение требуемой формы обеспечивается взаимным перемещением профилированного инструмента и заготовки.

Производительность процесса оценивается скоростью съема материала стружки. Определяется энергией и частотой следования импульсов.

Достижимая точность обработки до 0,002 мм, шероховатость поверхности по параметру R_a до 0,2 мкм.

Структура и состав поверхностного слоя обусловлены тепловым воздействием электрического разряда, а также химическими воздействиями плазмы разряда и рабочей жидкости.

Электроконтактная обработка

Метод основан (рис. 10.3) на локальном нагреве заготовки 1 в месте ее контакта с инструментом-электродом 2 и удалении размягченного или даже расплавленного металла из зоны резания механическим способом за счет относительного движения заготовки и инструмента. Источником образования теплоты в зоне обработки являются импульсные дуговые разряды. Инструментом-электродом является чугунный или медный диск, имеющий вращательное движение.

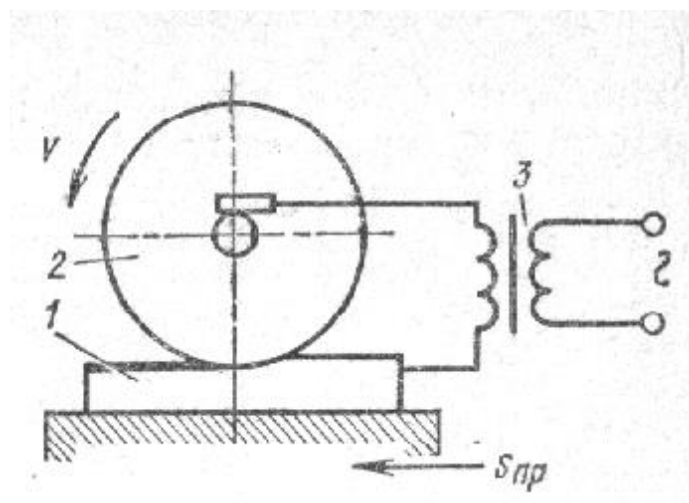


Рис. 10.3 Схема электроконтактной обработки плоской поверхности

Сила тока при этом 5–15 А, напряжение 10–40 В. При соприкосновении под давлением двух металлических электродов в зоне контакта образуется повышенное сопротивление. Возникающее тепло разогревает и плавит металл срезаемого слоя.

Метод не обеспечивает высокой точности и качества поверхности, но дает высокую производительность. Электроконтактную обработку рекомендуют для обработки крупных деталей из углеродистых и легированных сталей, чугуна и т.д.

Электроискровая обработка

При этой обработке используют импульсные искровые разряды между электродами, один из которых — обрабатываемая заготовка (анод), а другой — инструмент (катод). Обработку ведут в ваннах, заполненных диэлектрической жидкостью (рис. 10.4). Жидкость исключает нагрев электродов, охлаждает продукты разрушения, уменьшает величину боковых разрядов, что повышает точность обработки. Когда напряжение на электродах достигает пробойного, образуется канал проводимости, через который осуществляется искровой разряд энергии.

Электроискровым методом целесообразно обрабатывать твердые сплавы, труднообрабатываемые металлы и сплавы, тантал и др. Электроискровым методом получают сквозные, глухие (рис. 10.4, а), фасонные отверстия (рис. 10.4, б), вырезают заготовки, выполняют шлифование. Электроискровой обработкой получают штампы, пресс-формы, режущий инструмент и т.д.

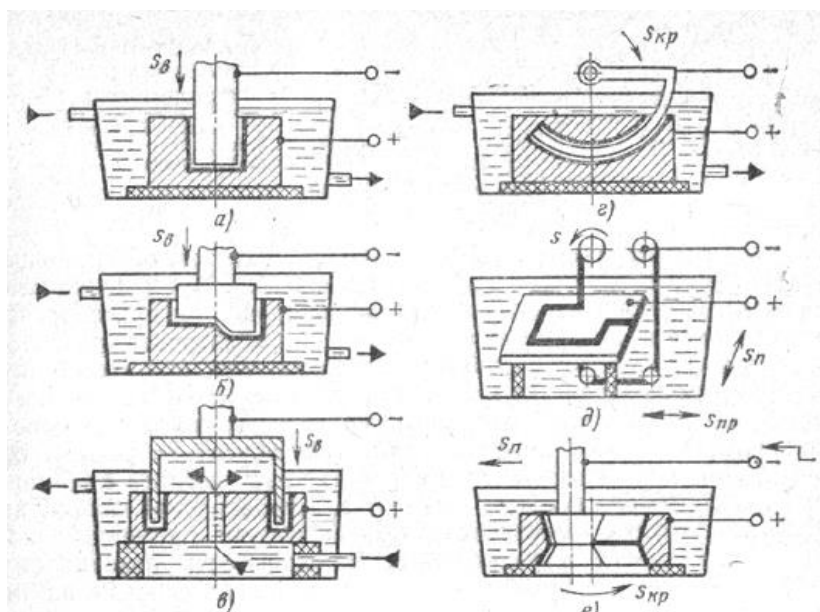


Рис. 10.4. Схемы электроискровой обработки

Электроимпульсная обработка

При электроимпульсной обработке используют электрические импульсы большой длительности, в результате чего происходит дуговой разряд. Большие мощности импульсов обеспечивают высокую производительность.

Электроимпульсную обработку целесообразно применять при предварительной обработке штампов, турбин лопаток, фасонных поверхностей из жаропрочных сплавов.

Высокочастотная электроимпульсная обработка

Этот вид обработки применяют для повышения точности и уменьшения шероховатости поверхности. Метод основан на использовании электрических импульсов малой мощности при частоте 100–150 кГц.

Инструмент-электрод и заготовка включены во вторичную цепь трансформатора, что исключает возникновение дугового разряда.

Производительность в 30–50 раз выше, чем при электроискровом методе. Износ инструмента незначителен.

Этот метод применяют при обработке деталей из твердых сплавов, так как он исключает структурные превращения и образование микротрещин.

Ультразвуковая обработка

Ультразвуковая обработка заключается в изменении размеров, формы, шероховатости и свойств поверхности обрабатываемых заготовок за счет съема материала припуска хрупким скалыванием микрообъемов при импульсном ударном силовом воздействии частиц свободного абразива с ультразвуковой частотой 16–30 кГц (рис. 10.5).

Основана на использовании физического явления магнитострикции, т.е. способности ферромагнитных металлов или сплавов изменять поперечные размеры сердечника в переменном магнитном поле. Эффектом магнитострикции обладают никель, железокобальтовые сплавы, ферриты и другие металлы. При возникновении магнитного поля размеры поперечного сечения сердечника уменьшаются, а так как объем его остается постоянным, то длина сердечника увеличивается. При исчезновении поля размеры восстанавливаются.

Амплитуда колебаний инструмента 2 составляет 5–10 мкм. Для увеличения амплитуды используют резонансный волновод, что позволяет получить амплитуду 40–60 мкм. Заготовка 1 обрабатывается в ванне, заполненной суспензией 3, состоящей из воды и абразивного материала (карбида бора и кремния, электрокорунда). Колебательное движение инструмента, прижатого к обрабатываемой поверхности с силой $F_{ст} = 1–60\text{Н}$, передается абразивным зернам, которые получают ускорение в направлении обрабатываемой детали и скалывают ее микрочастицы.

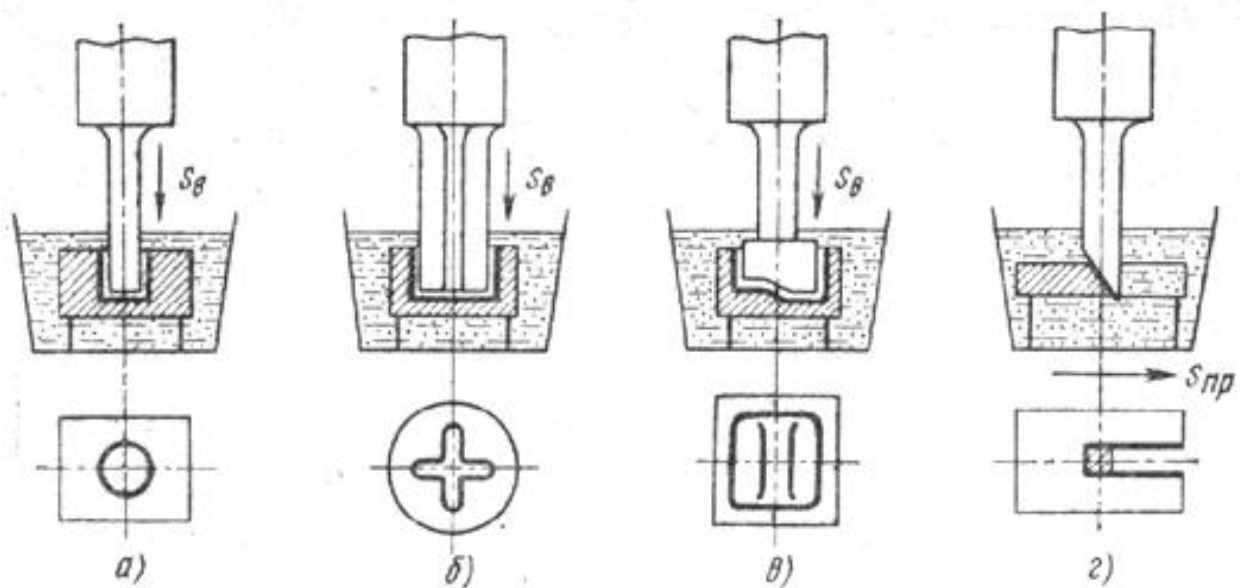


Рис. 10.5. Схемы процесса ультразвуковой обработки

Ультразвуковым методом обрабатывают хрупкие, твердые материалы: стекло, керамику, ферриты, кремний, кварц, драгоценные металлы, в том числе алмазы и твердые сплавы. Преимуществом метода является возможность обработки диэлектриков.

С помощью ультразвукового метода можно обрабатывать сквозные и глухие отверстия любой формы, фасонные поверхности, разрезать заготовки, нарезать резьбу.

Точность размеров и шероховатость поверхности зависят от зернистости используемых абразивных материалов и соответствующей точности и шероховатости поверхностей, обработанных шлифованием.

Лучевые методы обработки

К лучевым методам формообразования поверхностей относят электронно-лучевую и светолучевую (лазерную) обработку.

Электронно-лучевая обработка

Электронно-лучевая обработка основана на превращении кинетической энергии направленного пучка электронов в тепловую энергию.

Выполняется сфокусированным пучком электронов, испаряющим металл в точке соприкосновения пучка с металлом. Источник электронов — катод из вольфрама или тантала. Электроны ускоряются электрическим полем до скорости 150–200 м/с. Ускоряющее напряжение между анодом и катодом достигает нескольких десятков тысяч вольт, фокусирование производится электронной линзой. Обработка электронным лучом производится в вакууме.

Электронно-лучевая обработка имеет преимущества, обуславливающие целесообразность ее применения: создание локальной концентрации высокой энергии, широкое регулирование и управление тепловыми процессами. Вакуумные среды позволяют обрабатывать заготовки из легко окисляющихся активных материалов. С помощью электронного луча можно наносить покрытия в виде пленок толщиной до десятых долей миллиметров. Недостатком обработки является то, что она возможна только в вакууме, поэтому ограниченный круг операций, высокая стоимость высоковольтного и вакуумного оборудования.

Электронно-лучевая обработка перспективна при обработке отверстий диаметром 1 мм — 10 мкм, прорезании пазов, резке заготовок, изготовлении тонких пленок. Обрабатывают заготовки из труднообрабатываемых металлов и

сплавов, а также из неметаллических материалов: рубина, керамики, кварца, полупроводников и др.

Светолучевая обработка

Светолучевая (лазерная) обработка основана на тепловом воздействии светового луча высокой энергии на поверхность заготовки.

Инструментом является оптический квантовый генератор или лазер. Созданы конструкции твердотельных, газовых и полупроводниковых генераторов.

Рубиновый стержень имеет с одной стороны зеркально посеребренный торец, а с другой — полупрозрачно посеребренный торец. Световой импульс лампы-вспышки возбуждает атомы хрома в рубиновом стержне, переводя их на более высокий энергетический уровень. После прекращения импульса возбужденные атомы возвращаются к исходному уровню, освобождая энергию в виде излучения, вызывая излучение света другими возбужденными атомами. Излучение в виде когерентного светового луча, имеющего большую удельную мощность, прорывается сквозь полупрозрачный торец 1 кг, отражается от зеркала 2, проходит через затвор 3 и, фокусируясь линзой 4, через окно 5 мгновенно нагревает точку обрабатываемой заготовки 6 (рис. 10.6).

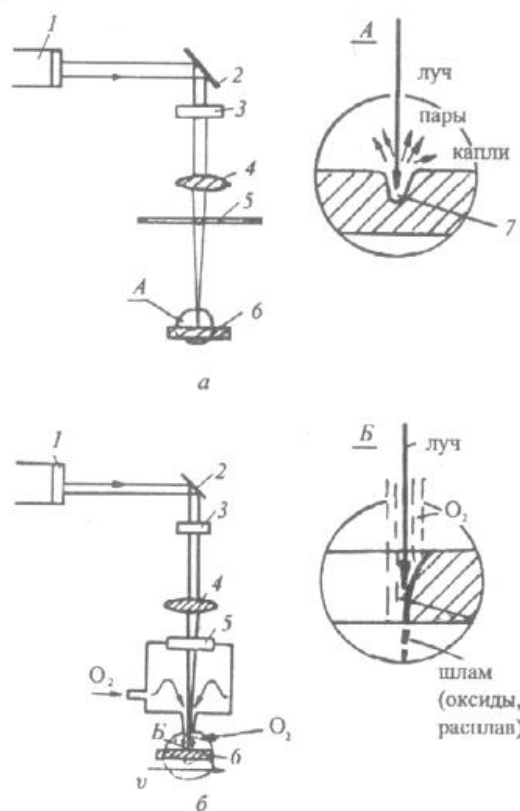


Рис. 10.6. Условные схемы лазерной обработки (а) и газолазерной резки (б):

1 — оптический квантовый генератор; 2 — зеркало; 3 — затвор;
4 — линза; 5 — окно; 6 — обрабатываемое изделие; 7 — лунка (кратер)

Лазерная обработка во многих случаях заменяет электронно-лучевую обработку, так как ведется на воздухе и не требует создания вакуума. Позволяет обрабатывать любые материалы независимо от их твердости и вязкости. Светолучевая обработка используется для сверления отверстий, вырезания заготовок, фрезерования пазов и т.п.

Плазменная обработка

Сущность плазменной обработки заключается в том, что плазму (полностью ионизированный газ, получаемый в плазмотронах), имеющую температуру 10 000–30 000 °С, направляют на обрабатываемую поверхность заготовки.

Этим методом обрабатывают заготовки из любых материалов, выполняя прошивание отверстий, вырезку заготовок из листового материала, строгание, точение и др.

Новый метод изготовления деталей — плазменное напыление. В камеру плазмотрона подается порошкообразный материал и одновременно инертный газ, который под действием дугового разряда переходит в плазму. Детали получаются в результате наращивания микрочастиц конструкционного материала.

Таблица 10.1

Краткая сравнительная характеристика основных методов электрофизической и электрохимической обработки

Метод обработки	Производительность, мм³/мин	Наибольшая точность, мкм	Шероховатость, мкм
Электроэрозионная	$(1-12) \cdot 10^3$	± 1	$R_a = 12,5-0,4$
Электрохимическая	$(1-80) \cdot 10^3$	$\pm (100-300)$	$R_a = 1,6-0,01$
Лучевая	1–5	± 1	$R_a = 0,8-0,2$
Ультразвуковая	1–200	$\pm (10-20)$	$R_a = 0,8-0,2$

Комбинированные методы размерной обработки

Комбинированными называют методы, одновременно совмещающие в одном процессе размерной обработки заготовки несколько методов.

Комбинированные методы являются результатом совершенствования размерной обработки. Они повышают производительность, точность обработки и улучшают ее экономические показатели.

Рассмотрим некоторые из них.

Ультразвуковая механическая обработка

Ультразвуковая механическая обработка включает операции точения, фрезерования, строгания, протягивания, сверления, зенкерования и нарезания резьбы.

Ультразвуковые колебания прикладываются к режущему инструменту в осевом направлении подачи. Механизм воздействия ультразвука на процесс обработки заключается в снижении сопротивления обрабатываемого материала пластической деформации в зоне стружкообразования, снижении трения в контактных зонах и облегчении поступления смазочно-охлаждающих веществ и, как следствие, в уменьшении силы резания, снижении коэффициента трения, температуры в зоне резания и исключении образования нароста, улучшения условий схода стружки, повышения износостойкости инструмента.

В качестве оборудования используют стандартные металлорежущие станки, оснащенные сменными ультразвуковыми головками.

Плазменно-механическая обработка

Плазменно-механическая обработка включает в себя локальный нагрев небольшой области срезаемого слоя плазменной струей на некотором расстоянии от места контакта инструмента и заготовки и последующий сьем этого слоя режущим инструментом. При этом за счет нагрева снижается усилие деформации, усилие резания и уменьшается объем материала, вовлеченного в упруго-пластическую деформацию при резании. Плазменно-механическая обработка используется только при резании труднообрабатываемых материалов.

Удаляемый при резании металл нагревают плазменным электрическим разрядом на расстоянии, исключающим разогрев режущего инструмента. Регулированием тока разряда обеспечивают нагрев металла на глубину резания до требуемых температур.

Увеличение пластичности материала и снижение его сопротивления деформированию позволяют увеличить производительность процесса резания, при этом в 2–3 раза возрастает стойкость режущего инструмента.

Для плазменно-механической обработки используются стандартные металлорежущие станки, оснащенные плазменной установкой. Процесс чистовой обработки проводится на тех же станках, но без использования плазменного нагрева.

Электрохимическое шлифование

Электрохимическое шлифование выполняют в электролите токопроводящим алмазным или абразивным кругом на металлической связке, являющимся катодом. Преимущества по сравнению с традиционным шлифованием: исключаются сколы и трещины в металле при обработке хрупких сплавов, исключаются прижоги при обработке вязких сталей, резко повышается производительность. При этом несколько снижается износ круга, обеспечивается обработка материалов, образующих нерастворимые пленки.

Электрохимические методы обработки.

Оборудование и инструмент

Электрохимическая обработка основана на явлении анодного растворения заготовки при прохождении тока через электролит. На границе металл-электролит протекают электрохимические реакции окисления и восстановления. Продукты электролиза переходят в раствор или удаляются механическим способом. Электрохимическую размерную обработку проводят в струе электролита, прокачиваемого под давлением через межэлектродный промежуток, образуемый заготовкой-анодом 2 и инструментом-катодом 1 (рис. 10.7).

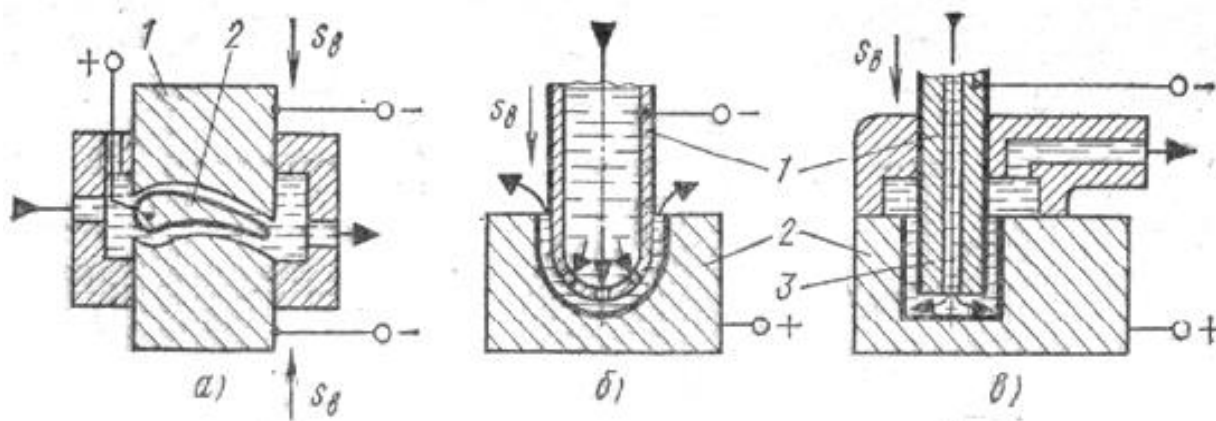


Рис. 10.7. Схемы электрохимической размерной обработки

Область эффективного применения электрохимической обработки обусловлена следующими технологическими особенностями:

- способ позволяет обрабатывать только электропроводные материалы;
- производительность способа не зависит от твердости и прочности обрабатываемых материалов;
- позволяет обрабатывать поверхность любой формы;
- в металле отсутствуют остаточные напряжения и наклеп.

Недостатком метода является ограничение его применения обработкой только электропроводных материалов.

Точность размеров и формы при электрохимической обработке определяются точностью электрода-инструмента и точностью его положения при обработке.

Получаемая шероховатость поверхности до 0,4–1,6 Ra определяется процессами растворения электрода, удаления шлама, исходной шероховатостью и фазовым составом материала заготовки.

К наиболее распространенным методам электрохимической обработки относятся: электрохимическое полирование, электроабразивная и электроалмазная обработка, электрохимическое хонингование и анодно-механическая обработка.

Электрохимическое полирование

В зависимости от обрабатываемого металла или сплава электролитом служат растворы кислот или щелочей. Обрабатываемую заготовку подключают к аноду, катодом служит металлическая пластина из свинца или меди. Для большей интенсивности процесса электролит подогревают до 40–80 °С.

При подаче напряжения на электроды начинается процесс растворения металла заготовки. Растворение происходит главным образом на микровыступах поверхности вследствие более высокой плотности тока на их вершинах. Кроме того, впадины между выступами заполняются продуктами растворения. Электрополирование улучшает электрофизические характеристики детали, так как уменьшается глубина микротрещин, поверхностный слой не деформируется, исключается упрочнение (наклеп).

Электрополированием получают поверхности под гальванические покрытия, доводят рабочие поверхности режущих инструментов.

Электроабразивная и электроалмазная обработка

При электроабразивной и электроалмазной обработке инструментом-электродом служит шлифовальный круг, выполненный из абразивного материала на электропроводящей связке. Продукты анодного растворения материала заготовки удаляются абразивными зернами. Шлифовальный круг имеет вращательное движение, а заготовка — поступательное движение подачи, т.е. движения, соответствующие механическому шлифованию.

Электроабразивный и электроалмазные методы применяют для отделочной обработки заготовок из труднообрабатываемых материалов и нежестких заготовок.

Электрохимическое хонингование

Отличие электрохимического хонингования от обычного хонингования в том, что заготовку устанавливают в ванной, заполненной электролитом. Производительность такой обработки в 4–5 раз выше, чем механического хонингования.

Анодно-механическая обработка

Разновидностью электрохимической обработки является анодно-механическая обработка, используемая для резки заготовок из труднообрабатываемых материалов, прорезания пазов и щелей, обтачивания тел вращения, заточки режущего инструмента. Металлическим диском разрезается заготовка в среде электролита. Диск же удаляется изолирующая пленка, снижающая эффект растворения детали. Одновременно образуются и дуговые разряды, способствующие разрушению материала заготовки.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Алиева, М. Б.* Промышленные алюминиевые сплавы / М. Б. Алиева, М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян. — Москва : Металлургия, 1984. — 528 с.
2. *Арзамасов, В. Б.* Материаловедение и ТКМ : учебник / В. Б. Арзамасов, А. А. Черепяхин. — Москва : Академия, 2007. — 446 с.
3. *Арзамасов, В. Б.* Материаловедение: учебник для вузов / В. Б. Арзамасов, А. А. Черепяхин. — Москва : Экзамен, 2009. — 352 с.
4. *Бернштейн, М. Л.* Металловедение и термическая обработка стали : справочник : в 3-х томах / М. Л. Бернштейн, Л. Г. Рахштадт. — Москва : Металлургия, 1991. — 368 с.
5. *Бобович, Б. Б.* Неметаллические конструкционные материалы : учебное пособие для вузов / Б. Б. Бобович. — Москва : Изд-во МГИУ, 2009. — 383 с.
6. *Воронин, Н. Н.* Технология конструкционных материалов / Н. Н. Воронин, Е. Г. Зарембо. — Москва : УМЦ ЖДТ, 2013. — 72 с.
7. *Горынин, И. В.* Титан в машиностроении / И. В. Горынин, Б. Б. Чечулин. — Москва : Машиностроение, 1990. — 400 с.
8. *Готтштайн, Г.* Физико-химические основы материаловедения / Г. Готтштайн ; перевод с английского К. Н. Золотовой, Д. О. Чаркина ; под редакцией В. П. Зломанова. — Москва : БИНОМ. Лаборатория знаний, 2009. — 400 с.
9. *Гуляев, А. П.* Металловедение : учебник для вузов / А. П. Гуляев. — Москва : Альянс, 2011. — 7-е изд., перераб. и доп.— 643 с.
10. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа : справочное издание / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова [и др.]. — Москва : Металлургия, 1986. — 440 с.
11. *Лахтин, Ю. М.* Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. — Москва : Альянс, 2011. — 528 с.
12. *Лякишев, Н. П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишев. — Москва : Машиностроение, 1996. — Т. 1. — 992 с.
13. *Лякишев, Н. П.* Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишев. — Москва : Машиностроение, 1997. — Т. 2. — 1024 с.
14. Материаловедение и технология конструкционных материалов для железнодорожной техники. — Москва : УМЦ ЖДТ, 2004. — 456 с.
15. Материаловедение : учебник / А. А. Воробьев, Д. А. Жуков, Д. П. Кононов [и др.]. — Москва : Аргамак-Медиа, 2014. — 304 с.

16. *Металлорежущие станки : учебник : в 2 томах / Т. М. Авраимова, В. В. Бушуев, Л. Я. Гиловой [и др.] ; под редакцией В. В. Бушуева. — Москва : Машиностроение, 2012. — Т. 1. — 608 с.*
17. *Новые материалы / под научной редакцией Ю. С. Карабасова. — Москва : Изд-во МИСиС, 2002. — 736 с.*
18. *Ржевская, С. В. Материаловедение / С. В. Ржевская. — Москва : Изд-во МГГУ, 2000. — 303 с.*
19. *Сафонов Б. П. Сборник задач по материаловедению и технологии конструкционных материалов / Б. П. Сафонов, Л. П. Брагин, К. Н. Марценко ; РХТУ им. Д. И. Менделеева, Новомосковский институт. — Новомосковск, 2003. — 75 с. — URL: <http://window.edu.ru/resource/261/63261>.*
20. *Сильман, Г. И. Материаловедение : учебное пособие / Г. И. Сильман. — Москва : Академия, 2008. — 336 с.*
21. *Солнцев, Ю. П. Материаловедение : учебник. — Москва : Академия, 2009. — 496 с.*
22. *Солнцев, Ю. П. Специальные материалы в машиностроении / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин, В. Ю. Пирайнен. — Санкт-Петербург : Химиздат, 2004. — 640 с.*
23. *Стерин, И. С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки / И. С. Стерин. — Санкт-Петербург : Политехника, 2003. — 344 с.*
24. *Шабурова, Н. А. Материаловедение : учебное пособие / Н. А. Шабурова. — Челябинск : Изд-во ЮУрГУ, 2011. — Ч. II. — 82 с.*