

Для подготовки квалифицированных кадров по профессиям, связанным с металлообработкой, рекомендуются следующие учебники и учебные пособия:

В. Н. Заплатин, Ю. И. Сапожников,
А. В. Дубов

**Справочное пособие
по материаловедению
(металлообработка)**

Е. Н. Соколова
**Материаловедение (металлообработка):
Рабочая тетрадь**

А. М. Бродский, Э. М. Фазлулин,
В. А. Халдинов
Черчение (металлообработка)

Б. В. Шандров, А. А. Шапарин,
А. Д. Чудаков
**Автоматизация производства
(металлообработка)**

ISBN 978-5-7695-6055-2



9 785769 560552

Издательский центр «Академия»
www.academia-moscow.ru



Начальное
профессиональное
образование

Металлообработка

А. М. Адашкин

В. М. Зуев

Материаловедение (металлообработка)

Учебное пособие



А. М. АДАСКИН, В. М. ЗУЕВ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(МЕТАЛЛООБРАБОТКА)

Допущено

*Экспертным советом по профессиональному образованию
в качестве учебного пособия для использования в учебном процессе
образовательных учреждений, реализующих программы
начального профессионального образования*

6-е издание, стереотипное



Москва
Издательский центр «Академия»
2009

УДК 620.22(075.32)

ББК 20.4.7(26.8)

A28

Рецензенты:

начальник технического отдела технологического управления АМО «ЗИЛ»,
Заслуженный технолог Российской Федерации *Б. М. Солоницын*;
главный научный сотрудник ФИРО *В. Н. Антонов*

Адашкин А. М.

A28 **Материаловедение (металлообработка) : учеб. пособие для нач. проф. образования / А. М. Адашкин, В. М. Зуев. — 6-е изд., стер. — М. : Издательский центр «Академия», 2009. — 288 с.**

ISBN 978-5-7695-6055-2

Рассмотрены металлические, неметаллические и композиционные материалы, используемые в качестве конструкционных и инструментальных, и даны рекомендации по их применению. Приведены методы исследования строения и свойств материалов. Представлены характеристики механических, физических и технологических свойств материалов. По результатам апробации внесен ряд изменений. Впервые рассмотрены технологические материалы, применяемые при сварке и пайке, глава «Инструментальные материалы» значительно расширена и дополнена практическими рекомендациями.

Для учащихся учреждений начального профессионального образования. Может быть использовано при других формах обучения.

УДК 620.22(075.32)

ББК 20.4.7(26.8)

*Оригинал-макет данного издания является собственностью
Издательского центра «Академия», и его воспроизведение любым способом
без согласия правообладателя запрещается*

© Адашкин А. М., Зуев В. М., 2008

© Образовательно-издательский центр «Академия», 2008

ISBN 978-5-7695-6055-2 © Оформление. Издательский центр «Академия», 2008

ПРЕДИСЛОВИЕ

Материаловедение — наука, изучающая строение и свойства материалов и устанавливающая связь между их составом, строением и свойствами.

Вся история человечества связана с применением различных материалов, именно они дали названия целым эпохам: каменный век, бронзовый век, железный век.

На ранней стадии развития человек использовал природные материалы — дерево, кость, камень. Особое место занял камень, из которого изготавливались орудия труда — каменные топоры, каменные ножи. Следует отметить, что именно с помощью камня около 500 тыс. лет назад люди научились добывать огонь. Использование огня для обжига глины при изготовлении предметов домашней утвари положило начало технологии изготовления керамики.

На следующем этапе развития человек стал использовать металлы. Естественно, что в первую очередь применялись те из них, которые встречаются в природе в чистом, самородном виде. Прежде всего это медь, начало ее применения относят к 7-му тысячелетию до н. э. В 4-м тысячелетии до н. э. начали использовать металлургические процессы получения сплавов. Преобладают уже металлические инструменты из бронзы — сплава меди с другими металлами, в первую очередь с оловом, имеющим лучшие свойства, чем чистая медь.

Важнейшим этапом развития стало использование железа и его сплавов. К середине XIX в. был освоен мартеновский метод производства стали, а к концу века — конвертерный. Сплавы на основе железа и в настоящее время являются основным конструкционным материалом.

Промышленное производство не может существовать без научной базы. Именно середину XIX в. следует считать временем зарождения материаловедения — отрасли материаловедения — как науки. В ее развитие большой вклад внесли русские и советские ученые.

Остановимся на важнейших этапах развития науки. основоположником материаловедения является выдающийся русский ученый Д. К. Чернов (1839—1921). Работая на Обуховском заводе и занимаясь производством стали, он провел исследования превраще-

ний, происходящих при нагреве стали, результаты которых были опубликованы в 1868 г. В его работе было показано, что цвета каления стали, определенные визуально, соответствуют температурам, при которых происходят превращения в стали. Эти температуры были названы критическими точками (точками Чернова). Именно Д. К. Чернов впервые изобразил важнейшие линии диаграммы состояния железо — углерод. Французский исследователь Ф. Осмонд (1849 — 1912), воспользовавшись пирометром, изобретенным Ле-Шателье (1850 — 1936), определил температуры критических точек, описал характер превращений при этих температурах и дал названия основным структурам. Спустя 10 лет Д. К. Чернов изложил основы теории кристаллизации сплавов, развитые затем Г. Г. Тамманом (1861 — 1938), членом-корреспондентом Петербургской академии наук.

Основоположником металлографии — важнейшего направления металловедения — был русский ученый-металлург П. П. Аносов (1799 — 1851), впервые применивший микроскоп для изучения структуры сплавов. На основании его работ А. Мартенс (1850 — 1914) и другие ученые разработали изображения микроструктур сплавов железа и углерода.

Важный вклад в теорию науки внес американец Д. Гиббс (1839 — 1903), который, используя принципы термодинамики, разработал теорию равновесия фаз. На основании этой теории, а также с помощью металлографического анализа рядом ученых — Н. Т. Гудцовым (1885 — 1957), А. А. Байковым (1870 — 1946) в России, Р. Аустеном (1843 — 1902) в Англии — было доказано наличие твердых растворов в металлических сплавах.

Большой вклад в разработку научных основ металловедения внес Н. С. Курнаков (1860 — 1941), применивший методы физико-химического анализа для исследования сплавов и установивший закономерности изменения свойств сплавов в зависимости от их типа и химического состава.

Важнейший вклад в теорию упрочнения сплавов был внесен советскими учеными. В частности, Я. И. Френкель выполнил расчет теоретической прочности металлов, который стал побудительным мотивом изучения реальной прочности металлов, в результате чего были разработаны теории дислокаций, пластического течения металлов и способов упрочнения как создания препятствий перемещению дислокаций. Факты измельчения зерна в результате полиморфных превращений установил В. Д. Садовский, а сплавы цветных металлов, упрочняемые дисперсионным твердением, разработал И. Н. Фридландер.

Двадцатый век также ознаменован разработкой и применением в металловедении новейших методов исследования структуры материалов — электронного и рентгеновского. Их применение во многом способствовало важнейшим достижениям в области со-

здания новых материалов. В 1960-х гг. был осуществлен промышленный синтез алмаза, а также созданы синтетические вещества, не встречающиеся в природе, в частности кубический нитрид бора, свойства которого близки к алмазу. В первой половине XX в. появились полимеры — новые материалы со свойствами, резко отличающимися от свойств металлов. Полимеры широко применяются в различных областях техники: машиностроении, химической и пищевой промышленности и ряде других областей. Полиэтилен называют полимером, которой позволил выиграть войну, так как его высокие диэлектрические свойства во многом определили эффективность радара.

Развитие современной техники невозможно без использования материалов с новыми уникальными свойствами. Для атомной энергетики и космической техники необходимы материалы, которые могут работать как при весьма высоких температурах, так и при температурах, близких к абсолютному нулю. Компьютерные технологии стали возможными только благодаря использованию материалов с особыми электрическими свойствами. Таким образом, материаловедение — одна из важнейших, приоритетных наук, определяющих технический прогресс.

Задачей материаловедения является установление взаимосвязи между строением (структурой) материала и его свойствами. Поэтому при исследовании используют как методы изучения строения материала, так и методы, которые позволяют определить поведение материалов в условиях эксплуатации.

Книга, первое издание которой вышло в 2001 г., прошла апробацию в различных учреждениях начального профессионального образования. Учитывая направление учебного издания — материаловедение (металлообработка), — из книги была удалена глава, посвященная горюче-смазочным материалам. Глава «Инструментальные материалы» значительно расширена и дополнена рядом практических рекомендаций по применению материалов для изготовления режущего и штампового инструмента. В данном издании впервые рассмотрены технологические материалы, применяемые при сварке и пайке для получения неразъемных соединений.

ТИПЫ АТОМНЫХ СВЯЗЕЙ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

1.1. Межатомные силы притяжения и отталкивания

Между атомами в твердых телах действуют силы притяжения и отталкивания. Первые удерживают атомы вместе, обеспечивая целостность материала, вторые не дают атомам слиться. Твердые вещества существуют при равновесии сил притяжения и отталкивания.

Природа *сил отталкивания* одинакова во всех твердых веществах. Силы отталкивания возникают, когда атомы сближаются настолько, что орбиты их внешних электронов перекрываются. При этом положительные заряды ядер атомов уже не полностью экранируются электронами, вследствие чего между ними возникают силы отталкивания.

В отличие от сил отталкивания, имеющих одинаковую природу, природа *сил притяжения* различна, и именно она определяет свойства материала. Различают четыре вида связи, обусловленной силами притяжения: ионную, ковалентную, металлическую и силы Ван-дер-Ваальса.

1.2. Ионная связь

Ионная связь присуща соединениям, образованным разнородными атомами. Внешние электроны атомов одного элемента переходят на внешние орбиты атомов другого элемента, образуя *устойчивые электронные конфигурации*.

В качестве типичного примера вещества с ионным типом связи можно привести поваренную соль — NaCl.

Натрий принадлежит к первой группе Периодической системы, на его внешней орбите находится один электрон. Хлор — элемент седьмой группы, на его внешней орбите расположено семь электронов. Переход одного электрона натрия на орбиту хлора приводит к обра-

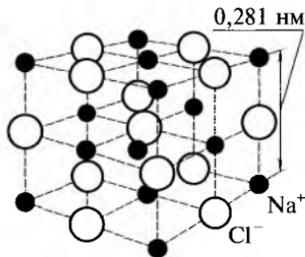


Рис. 1.1. Кристаллическая решетка NaCl

зованию двух разнозаряженных ионов с устойчивой конфигурацией.

Положительный ион натрия получает устойчивую конфигурацию неона; отрицательный ион хлора — устойчивую конфигурацию аргона. Межатомные силы притяжения — электростатические, поэтому ионная связь является сильной.

Твердое вещество с ионной связью характеризуется тем, что рядом с каждым положительным ионом находятся только отрицательные ионы, и наоборот (рис. 1.1). Таким образом, атомы в веществе располагаются строго упорядоченно.

Ионный тип связи характерен для *химических соединений*. Наиболее известный и широко распространенный материал с ионным типом связи — стекло, основой которого являются оксиды различных элементов.

1.3. Ковалентная связь

Ковалентная связь устанавливается в результате образования устойчивых соединений путем *обобществления* атомами нескольких электронов. Примером такой связи может служить молекула хлора, образованная двумя атомами, каждый из которых имеет по семь электронов на внешней орбите. Устойчивая конфигурация, для которой характерно наличие восьми атомов на внешней орбите, образуется в результате обобществления одного электрона (рис. 1.2).

Образование устойчивых конфигураций определяется правилом $8 - N$, где N — число электронов на внешней орбите. Так, при образовании молекулы кислорода обобществляются два электрона, потому что на внешней орбите атома кислорода находятся шесть электронов.

Ковалентная связь характерна для многих *кристаллических твердых тел*. Примером может служить алмаз — кристаллическая модификация углерода с ковалентной связью. Углерод имеет четыре валентных электрона. Образование алмаза происходит при обобществлении по одному электрону каждого из четырех атомов.

Механическая прочность ковалентной связи обычно достаточно велика вследствие ее направленного характера. Собственно сила связи зависит от природы вещества. Так, она весьма велика у алмаза и значительно, на несколько порядков, слабее у полимеров, для которых характерны ковалентные связи.

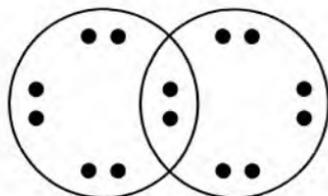


Рис. 1.2. Молекула хлора

1.4. Металлическая связь

Атомы *металлов* имеют небольшое количество (один или два) внешних (валентных) электронов, которые слабо связаны с ядром. При сближении атомов электроны, находящиеся на внешних орбитах, теряют связь со своими атомами и коллективизируются, т. е. становятся достоянием всех атомов данного металла, образуя *электронный газ*. Положительно заряженные ионы располагаются на таком расстоянии друг от друга, что силы притяжения между отрицательно заряженными электронами и положительно заряженными ионами уравниваются силами отталкивания между ионами.

Наличие электронного газа определяет свойства металла: высокие тепло- и электропроводность. Отсутствие сильных направленных связей между атомами, характерных для ионного и ковалентного типов связи, определяет одно из важнейших свойств металлов — их пластичность, т. е. способность изменять форму без разрушения. Поэтому при изготовлении металлопродукции широко применяют методы пластического деформирования — ковку, прокат, волочение.

1.5. Силы Ван-дер-Ваальса

Происхождение этих сил связано с тем, что атомы являются малыми *диполями*. В среднем по времени электроны в атоме симметрично распределены в пространстве относительно ядер, но в каждый конкретный момент центр отрицательных зарядов может не совпадать с ядром, имеющим положительный заряд, так и образуется диполь. Взаимодействие диполей приводит к появлению сил притяжения. Это взаимодействие несколько усиливается вследствие того, что наличие диполя, образованного одним атомом, способствует появлению диполя у соседнего атома.

Силы Ван-дер-Ваальса существуют между всеми атомами. Они слабы и приобретают значение только при отсутствии более сильных связей других типов, рассмотренных выше. Эти силы существенно влияют только на взаимодействие больших *органических молекул*, являющихся основой полимеров.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Охарактеризуйте типы атомных связей.
2. Для каких веществ основным является ионный тип связи?
3. Для каких веществ основным является ковалентный тип связи?
4. Для каких веществ основным является металлический тип связи?
5. В каком случае следует учитывать силы Ван-дер-Ваальса?

СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ**2.1. Понятие о металлах и сплавах**

Из всех известных в настоящее время элементов более половины являются металлами. *Металлы* — непрозрачные вещества, обладающие специфическим металлическим блеском, пластичностью, высокой тепло- и электропроводностью. По последнему свойству металлы легко отличить от других веществ (дерево, стекло и т. д.).

Все металлы и образованные из них сплавы делят на *черные*, к которым относят железо и сплавы на его основе (на их долю приходится около 95 % производимой в мире металлопродукции), и *цветные*. В технике принята условная классификация, по которой цветные металлы делят на группы: легкие (Al, Mg), тяжелые (Cu, Pb), тугоплавкие (W, Mo), благородные (Au, Pt), рассеянные (Gd, In), редкоземельные (Sc, Y), радиоактивные (Ra, U).

Понятие «чистый металл» условно, любой чистый металл содержит примеси. Под этим термином понимается металл, содержащий 0,010...0,001 % примесей. Современная металлургия позволяет получать металлы высокой чистоты (99,999 %). Однако примеси, даже в малых количествах, могут оказывать влияние на свойства металла.

Чистые металлы обладают низкой прочностью, поэтому их применение в технике в качестве конструкционных материалов ограничено. Наиболее широко применяют сплавы, которые по сравнению с чистыми металлами обладают более высокой прочностью и твердостью.

Сплавы — это сложные вещества, получаемые сплавлением или спеканием двух или более компонентов. *Компоненты* — простые вещества (часто это химические элементы), образующие сплав. При сплавлении все компоненты сплава первоначально находятся в жидком состоянии; при спекании, по крайней мере, один из компонентов находится в твердом состоянии. Сплавы могут состоять только из металлов, например латуни — это сплавы двух металлов: меди и цинка, или металлов и неметаллов, так, наиболее распространенные в технике материалы — стали и чугуны являются сплавами железа и углерода. Строение металлического сплава более сложное, чем у чистого металла.

Для рассмотрения строения, превращений и свойств металлов и сплавов введем понятия «фаза» и «структура».

Фазой называется однородная часть сплава, обладающая одинаковым химическим составом, строением и имеющая границы раздела с другими фазами, при переходе через которые свойства сплава резко меняются. Например, жидкий металл является однофазной системой. В процессе кристаллизации система состоит уже из двух фаз: жидкой и твердой. При этом свойства фаз значительно различаются. Фазами могут быть отдельные металлы или неметаллы, химические и другие соединения.

Под *структурой* понимается строение металла, т. е. количество фаз, их форма и размер, а также взаимное расположение. *Структурными составляющими сплава* называются обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение с присущими им характерными особенностями. Структурные составляющие могут состоять из одной, двух или более фаз.

2.2. Атомно-кристаллическое строение металлов

Общие сведения. Каждый металл (вещество) может находиться в четырех агрегатных состояниях: газообразном, жидком, твердом и в виде плазмы.

В *газообразном состоянии* расстояние между атомами (частицами) велико, силы взаимодействия малы и атомы хаотично перемещаются в пространстве, отталкиваясь друг от друга. Атомы газообразного вещества обладают большой кинетической энергией.

В *жидком металле* атомы сохраняют лишь ближний порядок, т. е. в небольшом объеме упорядоченно и закономерно расположено небольшое количество атомов. Ближний порядок неустойчив, он может возникать и исчезать под действием тепловых колебаний.

В металлах, находящихся в *твердом состоянии*, порядок расположения атомов строго определен и закономерен, силы взаимодействия уравновешены, тело сохраняет свою форму. Металлы имеют кристаллическое строение с правильным закономерным расположением атомов в пространстве.

Закономерное расположение атомов (точнее, положительно заряженных ионов) приведено на рис. 2.1. Воображаемые линии, проведенные через центры атомов, расположенных в одной плоскости, образуют решетку, в узлах которой располагаются атомы. Такая конфигурация называется *кристаллографической плоскостью*.

Многочисленное повторение кристаллографических плоскостей в пространстве позволяет получить *пространственную кристаллическую решетку* (рис. 2.2). Пространственная кристаллическая ре-

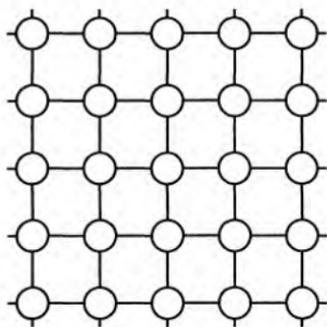


Рис. 2.1. Кристаллографическая атомная плоскость

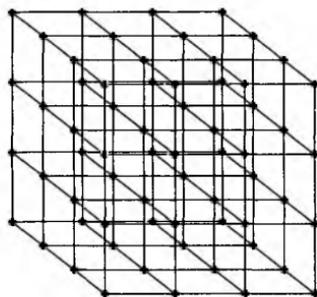


Рис. 2.2. Пространственная кристаллическая решетка

сетка сложна в изображении, поэтому представление об атомном строении кристаллов дается в виде элементарных кристаллических ячеек. Под **элементарной кристаллической ячейкой** понимают минимальный объем, дающий представление об атомной структуре металла в целом, его повторение в пространстве образует кристаллическую решетку.

Элементарные кристаллические ячейки характеризуются следующими основными параметрами: периодом решетки, координационным числом, атомным радиусом, базисом (атомной плотностью).

Периодом решетки называется расстояние между центрами двух соседних частиц (атомов, ионов) в элементарной ячейке решетки (рис. 2.3).

Периоды решетки измеряют в нанометрах (нм) или пикометрах (пм).

Координационное число K показывает количество атомов, находящихся на самом близком расстоянии от любого выбранного атома в решетке.

Под **атомным радиусом** понимают половину межатомного расстояния между центрами ближайших атомов в кристаллической решетке элемента при равновесных условиях.

Базисом решетки называется количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку решетки.

Простейшим типом кристаллического строения является кубическая решетка, в которой атомы расположены в углах куба (см. рис. 2.3). На ее примере покажем основные параметры решетки:

- период решетки равен a ;
- координационное число $K = 6$;

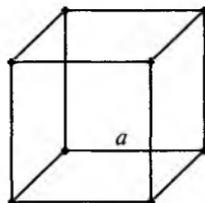


Рис. 2.3. Простая кубическая кристаллическая решетка

• базис решетки равен $1 \left(\left(\frac{1}{8} \right) \cdot 8 = 1 \right)$, каждый из атомов, расположенных в углах куба, принадлежит одной из восьми элементарных ячеек, т.е. на одну ячейку приходится $1/8$ атома).

В простой кубической решетке атомы уложены (упакованы) недостаточно плотно. Стремление атомов занять места, наиболее близкие друг к другу, приводит к образованию новых типов решеток.

Для большинства металлов характерны следующие типы кристаллических решеток: объемно-центрированная кубическая (ОЦК); гранецентрированная кубическая (ГЦК); гексагональная плотноупакованная (ГПУ). Основные типы кристаллических решеток представлены на рис. 2.4.

В *объемно-центрированной кубической решетке* (рис. 2.4, а) атомы расположены в углах и центре куба. Период решетки равен a , координационное число $K = 8$, базис решетки равен $2 \left(\left(\frac{1}{8} \right) \cdot 8 + 1 = 2 \right)$; 8 атомов расположены в углах куба, 1 атом в центре куба принадлежит только одной ячейке). Данный тип решетки имеют металлы К, Na, Li, Та, W, Мо, Fe_α, Сг, Nb и др.

В *гранецентрированной кубической решетке* (рис. 2.4, б) атомы расположены в углах куба и центрах его граней. Эта решетка характеризуется периодом a , координационным числом $K = 12$, базисом, равным $4: \left(\frac{1}{8} \right) \cdot 8 + \frac{1}{2} \cdot 6 = 4$; 8 атомов в углах куба и 6 атомов в центрах граней, каждый из которых принадлежит двум элемен-

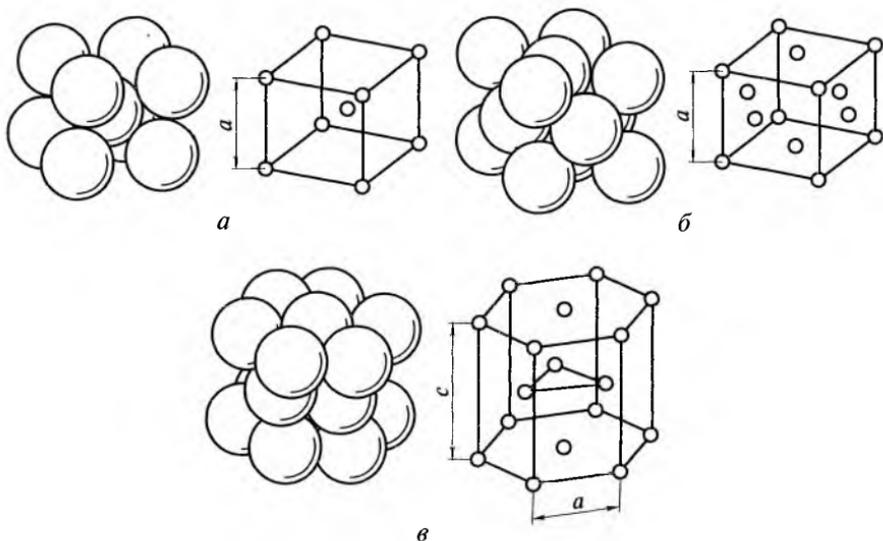


Рис. 2.4. Типы кристаллических решеток и схемы упаковки в них атомов: а — объемно-центрированная кубическая; б — гранецентрированная кубическая; в — гексагональная плотноупакованная

тарным ячейкам. Кубическую гранцентрированную решетку имеют следующие металлы: Ca, Pb, Ni, Ag, Au, Pt, Fe_γ и др.

В *гексагональной плотноупакованной решетке* (рис. 2.4, в) атомы расположены в вершинах и центрах шестигранных оснований призмы, кроме того, три атома находятся в средней плоскости призмы. Периоды решетки — a и c , причем $c/a > 1$ (например, $c/a = 1,633$ для Ru, Cd и $c/a > 1,633$ для Mg, Zn), координационное число $K = 12$, базис решетки равен 6.

Полиморфные превращения в металлах. Для ряда металлов характерно явление *полиморфизма*. Этим термином называют способность вещества формировать различные типы кристаллических решеток. Так, при разных температурах железо может иметь ОЦК или ГЦК решетку, кобальт — ГЦК или ГПУ решетку. Полиморфизм характерен и для других металлов.

Различные кристаллические формы одного и того же вещества называются *полиморфными* или *аллотропными модификациями*. Низкотемпературную модификацию называют α , а высокотемпературные модификации — β , γ , δ и т.д. Превращение одной модификации в другую с изменением кристаллической решетки называется *полиморфным превращением*. Полиморфное превращение происходит в результате нагрева или охлаждения: в чистых металлах при постоянной температуре, а в сплавах — в интервале температур.

Анизотропия кристаллов и изотропия кристаллических тел. В кристаллических решетках атомная плотность по различным плоскостям неодинакова — на единицу площади разных атомных плоскостей приходится неодинаковое количество атомов. Сравним, например, для ОЦК решетки количество атомов в плоскости, совпадающей с гранью, и диагональной. Вследствие этого свойства в различных плоскостях и направлениях кристаллической решетки будут неодинаковыми. Различие свойств по разным кристаллографическим направлениям называется *анизотропией* кристалла.

2.3. Строение реальных металлов

Реальное строение металлов значительно отличается от идеального. При *идеальном строении* кристаллов (металлов) все атомы теоретически должны находиться строго в узлах кристаллической решетки. Теоретическая прочность такого металла чрезвычайно высока. Так, теоретическая прочность при сдвиге (под действием касательных напряжений) $\tau_{сдв} = G/(2\pi)$, где G — модуль сдвига (модуль Юнга). В соответствии с этой формулой теоретический предел прочности железа должен составлять примерно 13 000 МПа, при такой прочности проволока диаметром 1 мм выдержала бы груз массой более тонны (для железа $G = 80$ ГПа).

В действительности же, прочность железа примерно в 100 раз меньше — 150 МПа. Такое несоответствие объясняется различием идеального и реального строения металлов.

Во-первых, технические металлы состоят из большого количества кристаллов (зерен), т.е. являются **поликристаллическими веществами**. При этом кристаллы (зерна) в реальном металле не имеют правильной формы и идеально упорядоченного расположения атомов. Во-вторых, даже в самих поликристаллах имеются различного рода **несовершенства (дефекты)**. Различают точечные, линейные и поверхностные несовершенства кристаллического строения.

Точечные дефекты малы во всех трех измерениях. К ним относят **вакансии** и **междоузельные (дислоцированные) атомы** (рис. 2.5). Образование точечных дефектов связано с диффузионным перемещением атомов под действием тепловых колебаний. С повышением температуры металла число вакансий растет.

Точечные дефекты оказывают влияние на некоторые физические свойства металлов (электропроводность, магнитные свойства и т.д.) и фазовые превращения в металлах и сплавах.

Линейные дефекты имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Эти несовершенства называются **дислокациями**. Дислокации образуются в процессе кристаллизации и главным образом при деформации металла. Различают краевые, винтовые и смешанные дислокации.

Рассмотрим краевую дислокацию — она представляет собой искажение строения в виде лишней полуплоскости атомов (**экстраплоскости**) в верхней части кристаллической решетки (рис. 2.6). Краевая дислокация простирается в длину на тысячи атомных рядов; она может быть прямой, а также изгибаться в ту или другую сторону. Наличие дислокаций главным образом и определяет прочность металлов. В идеальном металле для

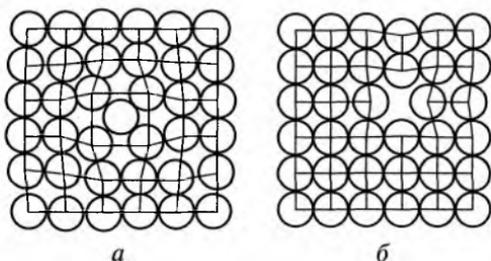


Рис. 2.5. Схема точечных дефектов:
а — дислоцированный атом; б — вакансия



Рис. 2.6. Линейный дефект кристаллической решетки — краевая дислокация

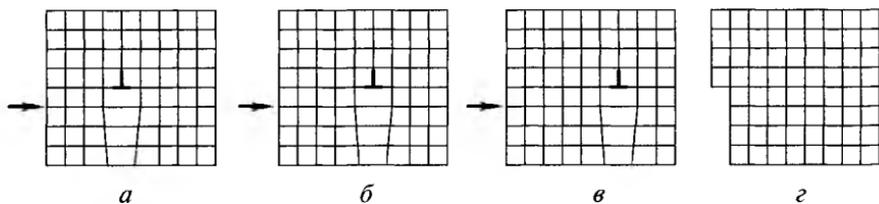


Рис. 2.7. Схема скольжения краевой дислокации:
а—г — этапы перемещения дислокации

сдвига одной его части относительно другой необходимо одновременно разрушить (разорвать) все межатомные связи. При наличии дислокаций это достигается не одновременным разрушением всех межатомных связей, а последовательным — одна за другой, — при этом происходит перемещение дислокации (рис. 2.7). Естественно, что для этого требуется приложение значительно меньших усилий. Дислокации могут перемещаться при очень малых напряжениях — меньше 10^4 Па.

Поскольку пластическая деформация облегчается за счет скольжения дислокаций, то повышение прочности может быть достигнуто либо получением металла идеального строения, либо за счет создания препятствий на пути движения дислокаций. Препятствиями могут служить другие дислокации, атомы примесей, границы зерен, т.е. дефекты строения решетки (рис. 2.8).

Прочность, близкую к теоретической, имеют очень тонкие бездислокационные кристаллы, получившие название *усы*; для реальных деталей ее получить пока невозможно. Поэтому увеличить прочность удастся за счет повышения плотности дефектов с помощью различных механизмов упрочнения (наклепа, дисперсионного твердения и др.).

Поверхностные дефекты малы только в одном измерении. К ним относятся *поверхности раздела между отдельными зернами*. Граница между зернами представляет собой переходную область шириной до 10 межатомных расстояний, в которой решетка одного зерна, имеющего определенную кристаллографическую ориентацию, переходит в решетку другого зерна с иной кристаллографической ориентацией. Пере-



Рис. 2.8. Зависимость прочности металла от искажений кристаллической решетки



Рис. 2.9. Размещение атомов внутри зерна и на границе между зернами

ходный слой имеет сложное строение: в нем нарушено правильное расположение атомов (рис. 2.9), повышена концентрация примесей, имеются скопления дислокаций.

Границы зерен препятствуют перемещению дислокаций. Дислокация не может перейти границу зерна, так как в новом зерне плоскость скольжения не совпадает с плоскостью движения этой дислокации. Протяженность границ тем больше, чем меньше величина зерен. Поскольку увеличение протяженности границ создает больше барьеров перемещению дислокаций, измельчение зерна приводит к повышению пределов прочности и текучести металлических материалов. Зависимость предела текучести от величины зерна следующая:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

где σ_0 и k — константы материала; d — размер зерна.

2.4. Кристаллизация металлов

Переход металла из жидкого состояния в твердое называется *первичной кристаллизацией*. Она протекает вследствие перехода системы из неустойчивого термодинамического состояния в устойчивое, т. е. из состояния с большей энергией в состояние с меньшей энергией.

Проиллюстрируем этот процесс с помощью схемы, изображенной на рис. 2.10. Шарик из положения 1 стремится занять более устойчивое положение 2, так как его потенциальная энергия в положении 2 меньше, чем в положении 1.

Одной из характеристик энергетического состояния системы является свободная энергия. *Свободной энергией* называется часть полной энергии вещества, которая обратимо изменяется при изменении температуры, полиморфных превращениях, плавлении и т. д. С повышением температуры величина свободной энергии уменьшается. Изменение свободной энергии жидкого и твердого вещества показано на рис. 2.11.

При равновесной температуре T_S величины свободных энергий металла в жидком и твердом состояниях равны. При температуре выше T_S более устой-

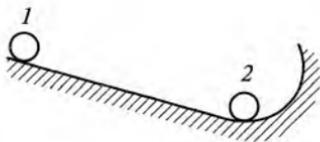


Рис. 2.10. Стремление системы к уменьшению свободной энергии

чив жидкий металл, имеющий меньший запас свободной энергии, а ниже этой температуры более устойчив твердый металл. Процесс кристаллизации будет развиваться лишь в том случае, если жидкий металл охладить ниже T_S .

Температура, при которой практически начинается процесс кристаллизации, называется *фактической температурой кристаллизации* T_k .

Разность между температурами T_S и T_k называется *степенью переохлаждения*:

$$\Delta T = T_S - T_k$$

Процесс перехода металла из жидкого состояния в твердое можно описать с помощью кривых охлаждения в координатах время τ — температура T .

На рис. 2.12 показаны кривые охлаждения, характеризующие кристаллизацию чистых металлов при охлаждении с разной скоростью (v_1, v_2, v_3). Кристаллизация происходит при постоянной температуре, поэтому на кривой охлаждения появляется горизонтальная площадка (остановка в падении температуры), образование которой объясняется выделением *скрытой теплоты кристаллизации*. Во время плавления происходит поглощение теплоты, которая расходуется на повышение энергии атомов, т.е. на разрушение кристаллической решетки металла. Эта теплота называется скрытой. В процессе кристаллизации происходит обратное явление, а именно выделение энергии в виде скрытой теплоты кристаллизации, которая задерживает падение температуры.

При очень медленном охлаждении степень переохлаждения мала и кристаллизация происходит при температуре, близкой к равновесной. С увеличением скорости охлаждения степень переохлаждения возрастает (кривые, соответствующие скоростям охлаждения v_2 и v_3), и процесс кристаллизации протекает при температурах значительно



Рис. 2.11. Изменение свободной энергии (F) жидкого ($F_{ж}$) и твердого ($F_{тв}$) металла в зависимости от температуры:

$$\Delta F = F_{ж} - F_{тв}$$

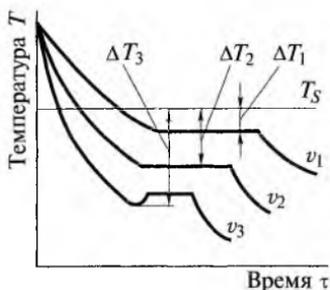


Рис. 2.12. Кривые охлаждения чистого металла:

$\Delta T_1, \Delta T_2, \Delta T_3$ — степени переохлаждения при скоростях охлаждения v_1, v_2, v_3 соответственно ($v_1 < v_2 < v_3$)

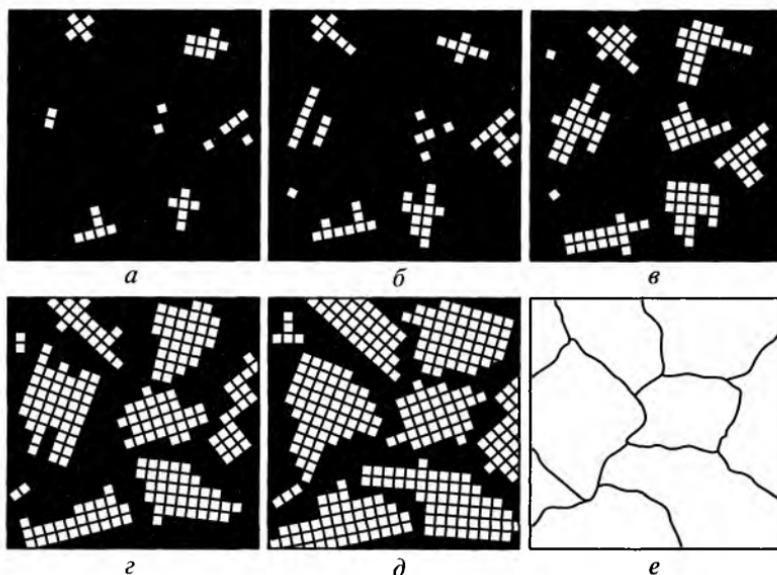


Рис. 2.13. Схема процесса кристаллизации:
a—e — этапы кристаллизации

более низких, чем равновесная температура кристаллизации.

Необходимая для кристаллизации степень переохлаждения зависит от природы и чистоты металла. Чем чище металл, тем большее переохлаждение требуется для возникновения зародышей твердых кристаллов.

Схематически процесс кристаллизации показан на рис. 2.13. В начале во многих участках жидкого сплава образуются **центры кристаллизации** (*зародыши кристаллов*). Пока их окружает жидкость, кристаллы растут свободно и могут иметь правильную геометрическую форму. Однако при столкновении растущих кристаллов их правильная форма нарушается, так как на участках контактов (границах) их рост прекращается. Кристалл растет лишь в том направлении, где он соприкасается с жидкостью. В результате после окончательного затвердевания кристаллы имеют несимметричную (неправильную) форму. Их называют *зернами* или *кристаллитами*.

Скорость процесса кристаллизации определяется двумя величинами: скоростью зарождения центров кристаллизации и скоростью роста кристаллов.

Под *скоростью зарождения центров кристаллизации* понимают число зародышей, возникающих за единицу времени в единице объема. Под *скоростью роста кристаллов* понимают скорость увеличения линейных размеров кристалла за единицу времени.

Рис. 2.14. Зависимость скорости зарождения центров кристаллизации (ЧЦ) и скорости роста кристаллов (СК) от степени переохлаждения:

T_S — равновесная температура



Число центров (ЧЦ) кристаллизации и скорость роста кристаллов (СК) зависят от степени переохлаждения. При равновесной температуре кристаллизации T_S число зародышей и скорость их роста равны нулю (рис. 2.14), поэтому затвердевания не происходит. При увеличении степени переохлаждения эти параметры возрастают и достигают максимума, но при разных степенях переохлаждения. При небольшой степени переохлаждения ΔT_1 (см. рис. 2.14) число зародышей мало, а скорость велика. В этих условиях будет получено крупное зерно. С увеличением степени переохлаждения — при ΔT_2 и ΔT_3 — число зародышей возрастает в большей мере, чем скорость их роста, и размер зерна в металле уменьшается.

При весьма больших степенях переохлаждения ΔT_4 число центров кристаллизации и скорость роста равны нулю, так как при низких температурах диффузионная подвижность атомов очень низкая и кристаллизация не происходит. В результате после затвердевания получается аморфная структура без упорядоченного расположения атомов. В металлах это достигается лишь при очень высоких скоростях охлаждения (см. подразд. 8.9), тогда как в стеклах (см. подразд. 12.2.2) такое строение получается при обычных скоростях охлаждения.

Таким образом, скорость охлаждения определяет величину зерна: чем она выше, тем мельче зерно металла. Металл, имеющий мелкозернистое строение, обладает не только более высокой прочностью, но также и большей ударной вязкостью и пластичностью.

Охлаждение с высокой скоростью для получения мелкого зерна невозможно для отливок большой массы. В этом случае в жидкий металл вводят тугоплавкие частицы (оксиды и др.), которые являются искусственными центрами кристаллизации и называются *модификаторами*, а сам процесс — *модифицированием*. Модифицирование, практически без изменения состава металла, обеспечивает при кристаллизации получение мелкого зерна.

2.5. Строение слитка

Кристаллы, образующиеся в процессе затвердевания металла, могут иметь различную форму в зависимости от скорости охлаждения и количества примесей. В направлении отвода теплоты кристалл растет быстрее, чем в других направлениях, в результате образуется древовидный кристалл — *дендрит* (рис. 2.15). Схематическое изображение дендрита впервые было сделано Д. К. Черновым.

Дендритное строение кристаллов является типичным для литого металла. Кристаллизация жидкого металла начинается у стенок изложницы. При этом весьма интенсивное охлаждение приводит к образованию огромного числа центров кристаллизации. Из-за большой скорости охлаждения образовавшиеся кристаллы не успевают вырасти, поэтому первая зона слитка имеет *мелкозернистое строение* (рис. 2.16). После образования первой зоны условия кристаллизации изменяются. Снижение температур охлаждаемого металла и повышение температуры стенок изложницы приводят к уменьшению скорости охлаждения. Для этой стадии кристаллизации характерен направленный отвод теплоты перпендикулярно стенкам изложницы. Кристаллы, образующиеся в этот момент, растут перпендикулярно стенкам изложницы внутрь жидкого металла. Это приводит к образованию второй зоны слитка — *зоны столбчатых кристаллов*.

В процессе дальнейшей кристаллизации направленность отвода теплоты теряется, скорость охлаждения значительно уменьшается, поэтому в центральной части слитка образуются крупные *равноосные кристаллы*.

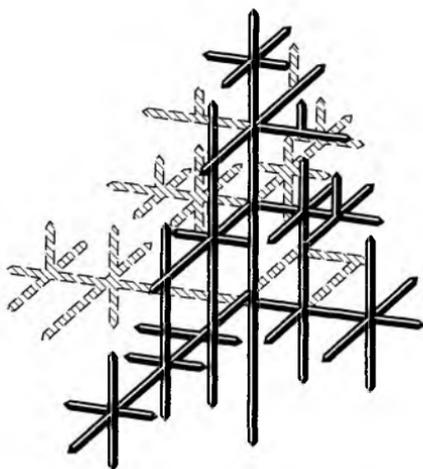


Рис. 2.15. Схема дендрита

По мере кристаллизации металла примеси отесняются в жидкую часть. Это предопределяет неравномерное распределение элементов как в микрообъеме, так и в различных зонах слитка. Неравномерное распределение химических элементов в объеме металла называется *ликвацией*.

Жидкий металл имеет больший удельный объем, чем твердый, поэтому в верхней части слитка, которая застывает в последнюю очередь, образуется

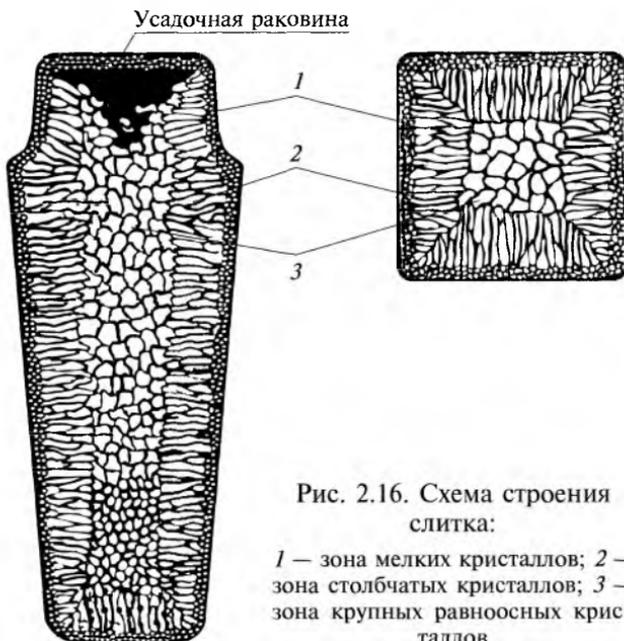


Рис. 2.16. Схема строения слитка:

1 — зона мелких кристаллов; 2 — зона столбчатых кристаллов; 3 — зона крупных равноосных кристаллов

полость — *усадочная раковина*, обычно окруженная наиболее загрязненной частью металла. Верхнюю часть слитка отрезают и переплавляют, а остальной металл подвергают обработке давлением.

2.6. Основы теории сплавов. Диаграммы состояния

2.6.1. Типы сплавов

Различают следующие типы сплавов: твердые растворы, химические соединения, смеси.

Сплавы типа *твердый раствор* характеризуются тем, что при их образовании один компонент (растворитель) сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого (растворенного) располагаются в кристаллической решетке растворителя. Таким образом, сплавы этого типа однофазны, они имеют кристаллическую решетку растворителя. Атомы компонентов в сплавах типа твердый раствор расположены неупорядоченно.

Атомы растворенного компонента могут замещать атомы растворителя в кристаллической решетке, образуя твердый раст-

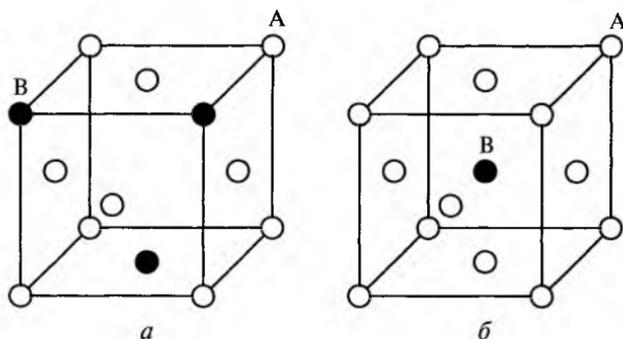


Рис. 2.17. Кристаллическая решетка твердого раствора замещения (а) и твердого раствора внедрения (б):

А — атомы компонента-растворителя; В — атомы растворяемого компонента

вор замещения, или размещаться между атомами растворителя в его кристаллической решетке, образуя твердый раствор внедрения (рис. 2.17).

Твердые растворы замещения состоят из металлов, расположенных рядом в Периодической системе элементов. По взаимной растворимости различают твердые растворы с неограниченной и ограниченной растворимостью компонентов. В твердых растворах с неограниченной растворимостью компонентов возможна любая концентрация растворимого компонента (вплоть до 100 %).

Твердые растворы замещения с неограниченной растворимостью образуются при следующих условиях:

- кристаллические решетки компонентов должны быть одного типа;
- компоненты принадлежат одной или смежным группам Периодической системы элементов;
- различие атомных радиусов компонентов небольшое: при их разнице 8...15 % могут образовываться твердые растворы с неограниченной растворимостью, при большей — твердые растворы с ограниченной растворимостью компонентов.

Поскольку атомные радиусы компонентов неодинаковы, при образовании твердых растворов замещения происходит искажение кристаллической решетки (рис. 2.18), что замедляет прохождение диффузионных процессов.

Твердые растворы внедрения образуются при условии, что атомный радиус растворенного компонента r заметно меньше, чем растворителя R : $r \leq 0,6R$. Только в этом случае атом растворенного компонента может расположиться между атомами растворителя, внедряясь в его кристаллическую ячейку. Такие твердые растворы возникают между металлами и неметаллами — элементами I и II

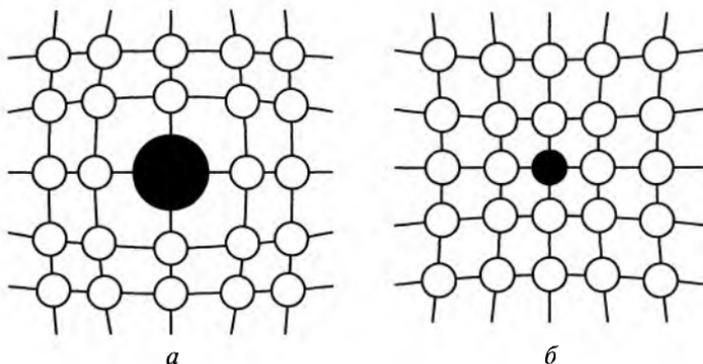


Рис. 2.18. Искажение кристаллической решетки в твердых растворах замещения:

a — радиус атома растворяемого компонента больше радиуса атома растворителя;
б — радиус атома растворяемого компонента меньше радиуса атома растворителя

периодов Периодической системы, имеющими малые атомные радиусы (H, N, C, B).

Твердые растворы близки по свойствам к металлу-растворителю. Они, как правило, пластичны, хорошо деформируются в холодном и в горячем состояниях.

Твердые растворы обозначают буквами греческого алфавита: α , β , γ и т. д. или А (В), где А — растворитель, В — растворенный компонент.

Химические соединения образуют элементы, расположенные в Периодической системе элементов далеко друг от друга. Для сплавов этого типа характерно следующее:

- кристаллическая решетка химического соединения отлична от кристаллических решеток образующих его компонентов;
- свойства химического соединения резко отличаются от свойств компонентов;
- атомы в кристаллической решетке химического соединения расположены упорядоченно, например атомы NaCl (см. рис. 1.1);
- состав химического соединения можно описать стехиометрической формулой $A_m B_n$, где m и n — взаимно простые целые числа;
- химическое соединение имеет постоянную температуру плавления;
- химические соединения обладают высокой твердостью и хрупкостью.

Химические соединения образуют вещества, имеющие большие отличия в атомном строении и кристаллических решетках. При этом возможны соединения типа металл — неметалл и металл — металл.

Соединения металл — неметалл характеризуются ионным типом связи. Названия этих химических соединений определяются видом неметаллического элемента: нитрид — соединение металла с азотом; карбид — соединение с углеродом; оксид — соединение с кислородом и т.д.

Соединения металл — металл называются интерметаллидами (например, CuAl_2). Эти соединения характеризуются металлическим типом связи. В узлах кристаллической решетки таких соединений располагаются положительно заряженные ионы, удерживаемые электронным газом.

Смеси образуют компоненты, которые не растворяются друг в друге в твердом состоянии, а также не способны к химическому взаимодействию с образованием соединения. В сплавах типа смесь каждый компонент сохраняет свою кристаллическую решетку. Структура смеси неоднородная, она состоит из нескольких фаз. Механические свойства смесей зависят от количественного соотношения компонентов, а также от размеров и формы фаз.

2.6.2. Диаграммы состояния сплавов

Общие сведения о диаграммах состояния. *Диаграммы состояния* представляют собой графическое изображение фазового состояния сплавов данной системы в зависимости от температуры и концентрации компонентов. Их строят для равновесного состояния, которое соответствует минимальному значению свободной энергии системы. Такое состояние достигается при малых скоростях охлаждения или нагрева.

Диаграммы состояния играют важную роль в теории и практике металловедения. С их помощью можно исследовать фазовые и структурные превращения сплавов, анализ диаграмм дает возможность предвидеть изменение свойств сплавов и назначить оптимальные режимы термической обработки.

Правило фаз. Состояние сплава зависит от внешних условий (температуры, давления) и характеризуется количеством образовавшихся фаз и их химическим составом. Возможность изменения внешних условий (температуры, давления) без изменения числа фаз, находящихся в равновесии, называется *вариантностью*, или *числом степеней свободы* системы. Правило фаз определяет взаимосвязь между числом степеней свободы, компонентов и фаз, находящихся в равновесии:

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

где C — число степеней свободы; K — число компонентов; 2 — число внешних факторов (температура, давление); Φ — число фаз, находящихся в равновесии.

В металлических сплавах давление мало влияет на фазовое состояние, поэтому приведенное уравнение окончательно принимает следующий вид:

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

Диаграммы состояния сплавов строят в координатах температура — концентрация компонентов. Температуру откладывают по оси ординат, а концентрацию компонентов — по оси абсцисс. Причем слева направо увеличивается количество компонента В, а справа налево — компонента А. Таким образом, в начале координат находится чистый компонент А (абсцисса равна нулю — содержание компонента В = 0 %), при значении абсциссы, равному 100 %, имеем чистый компонент В (рис. 2.19). Общее содержание компонентов в сплаве равно 100 %, каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию обоих компонентов. Например, точка С характеризует сплав, в котором содержится 40 % компонента В и 60 % компонента А, а точка D — сплав, в котором 60 % компонента В и 40 % компонента А (см. рис. 2.19).

Для построения диаграмм состояния используют экспериментальные данные, на основе которых строят кривые охлаждения серии сплавов, состоящих из одних и тех же компонентов, но имеющих неодинаковый химический состав. С помощью кривых охлаждения определяют *критические точки* сплава — это температуры, при которых происходят фазовые превращения в сплавах. На кривых охлаждения сплавов они выявляются в виде перегибов или площадок, свидетельствующих об изменении темпов охлаждения, что связано с выделением скрытой теплоты кристаллизации.

Для получения кривых охлаждения используют метод термического анализа. Сплав известного состава или чистый металл нагревают до температуры плавления в тигле, помещенном в печь. Затем электропитание печи отключают, и металл начинает остывать вместе с печью. Охлаждение сплава должно быть медленным, чтобы обеспечить его равновесное состояние при всех температурах. В процессе охлаждения через равные промежутки времени фиксируют значения температуры, по которым строят кривую охлаждения в координатах время τ — температура t . Температуру определяют с помощью термопары, соединенной с чувствительным гальванометром, шкала которого проградуирована в градусах (рис. 2.20).

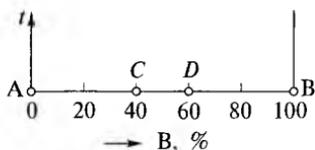


Рис. 2.19. Система координат (ось абсцисс) для построения диаграммы состояния двухкомпонентных сплавов

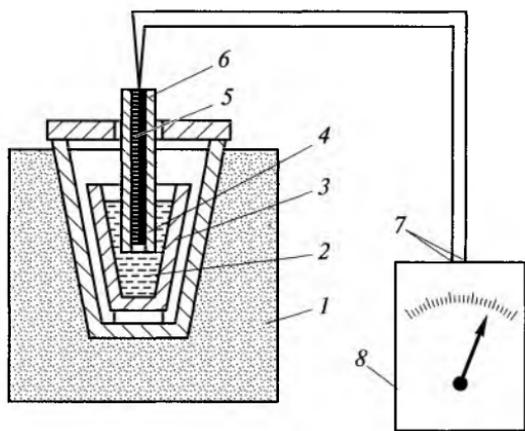


Рис. 2.20. Схема установки для термического анализа:
 1 — печь; 2 — жидкий металл; 3 — тигель; 4 — горячий спай термопары; 5 — термопара; 6 — защитный колпачок; 7 — холодный спай термопары; 8 — гальванометр

Рассмотрим простейшие диаграммы состояния, компоненты которых образуют *смеси, твердые растворы и химические соединения.*

Диаграмма состояния сплавов типа смесь. Приведем построение этой диаграммы на примере системы свинец — сурьма (Pb — Sb). Кривые охлаждения компонентов и сплавов представлены на рис. 2.21. Критические точки для чистых металлов и сплавов приведены в табл. 2.1.

На основании анализа кривых охлаждения (см. рис. 2.21 и табл. 2.1) построим диаграмму состояния системы Pb и Sb (рис. 2.22, а). Линия диаграммы ABC, выше которой существует только жидкая фаза (Ж), называется *линией ликвидус*. Линия диаграммы DBE, ниже которой существует только твердая фаза, называется *линией солидус*.

Чистые металлы свинец и сурьма кристаллизуются при постоянной температуре. Это соответствует правилу фаз. Действительно, число компонентов К равно единице (чистый металл), количество фаз Ф при кристаллизации две — жидкая и твердая, при этом число степеней свободы С равно нулю: $C = K - \Phi + 1 = 1 - 2 + 1 = 0$. Это означает, что кристаллизация должна проходить при постоянной температуре.

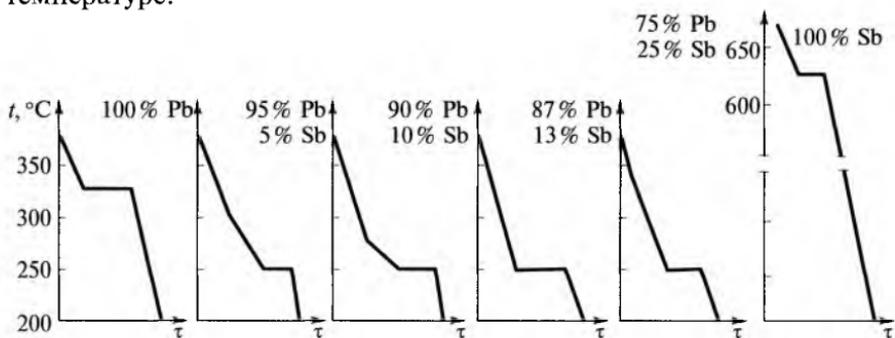


Рис. 2.21. Кривые охлаждения сплавов системы Pb — Sb

Критические точки сплавов системы Pb—Sb

Химический состав, мас. %		Температура кристаллизации, °C (критические точки)	
Pb	Sb	Начало кристаллизации	Конец кристаллизации
100	0	327	327
95	5	300	246
90	10	260	246
87	13	246	246
75	25	340	246
0	100	630	630

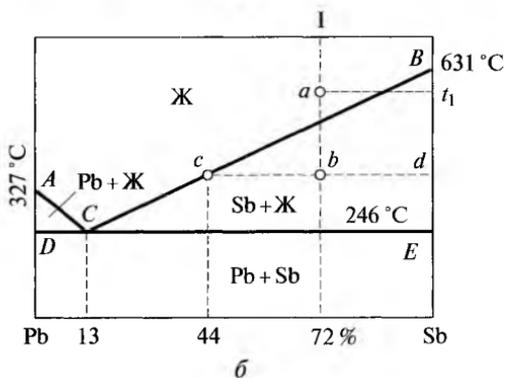
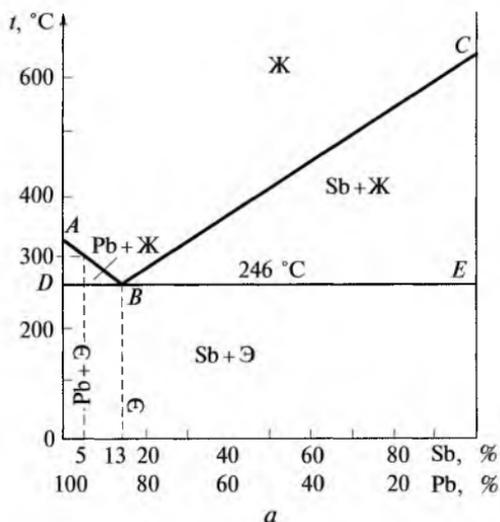


Рис. 2.22. Диаграмма состояния системы Pb—Sb:

а — структурная; б — фазовая

Кристаллизация всех сплавов, кроме одного (87 % Pb, 13 % Sb) протекает в интервале температур. При этом $K = 2$ (Pb и Sb), $\Phi = 2$ (жидкая и твердая фазы), т.е. $C = 1$ — возможно изменение температуры без изменения фазового состава.

Особое положение занимает упомянутый выше сплав (87 % Pb, 13 % Sb), который так же, как чистые металлы, кристаллизуется при постоянной температуре, т.е. $C = 0$. При $K = 2$ это возможно только в том случае, если $\Phi = 3$, тогда $C = 2 - 3 + 1 = 0$. Это означает, что при кристаллизации этого сплава одновременно существуют три фазы (жидкость, свинец и сурьма), т.е. из жидкости одновременно выделяются оба компонента, образуя смесь.

Этот наиболее легкоплавкий сплав системы называется *эвтектическим*. Структура, полученная при кристаллизации этого сплава, называется *эвтектикой* (Э). Кристаллизацию эвтектического сплава можно описать следующим образом: Ж \rightarrow Э [Pb + Sb]. Следовательно, эвтектика состоит из двух фаз: свинца и сурьмы.

Сплавы, расположенные слева от эвтектического, называются *доэвтектическими*, а расположенные справа — *заэвтектическими*. Первичная кристаллизация таких сплавов начинается с выделения *избыточной фазы*. Избыточной называется та фаза, содержание которой в сплаве больше, чем в сплаве эвтектического состава. Таким образом, у доэвтектических сплавов избыточной фазой будет свинец (его содержание в них больше 87 %), а у заэвтектических — сурьма (ее содержание в этих сплавах превышает 13 %).

Первичная кристаллизация доэвтектических сплавов начинается с выделения свинца, заэвтектических — с выделения сурьмы, т.е. избыточной фазы. По мере выделения избыточной фазы состав жидкости меняется. У доэвтектических сплавов в ней увеличивается количество сурьмы за счет выделения из жидкости свинца, у заэвтектических, наоборот, увеличивается количество свинца. По мере охлаждения состав жидкости, таким образом, стремится к эвтектическому. При температуре 246 °С происходит окончательное затвердевание всех сплавов (см. табл. 2.1). При этой температуре состав жидкости любого сплава соответствует эвтектическому и оставшаяся жидкость затвердевает по эвтектическому механизму.

Таким образом, структура доэвтектических сплавов в системе Pb—Sb состоит из кристаллов свинца и эвтектики Pb + Э[Pb + Sb], а заэвтектических сплавов — из кристаллов сурьмы и эвтектики Sb + Э[Pb + Sb] (рис. 2.23), что и показано на диаграмме состояния (см. рис. 2.22, а). Диаграмма, на которой указаны структуры сплавов, называется *структурной*. Диаграмма, на которой указаны только фазы без описания структур, называется *фазовой* (рис. 2.22, б).

Диаграммы состояния позволяют выполнить анализ состояния сплавов, а именно определить их фазовый состав, массу

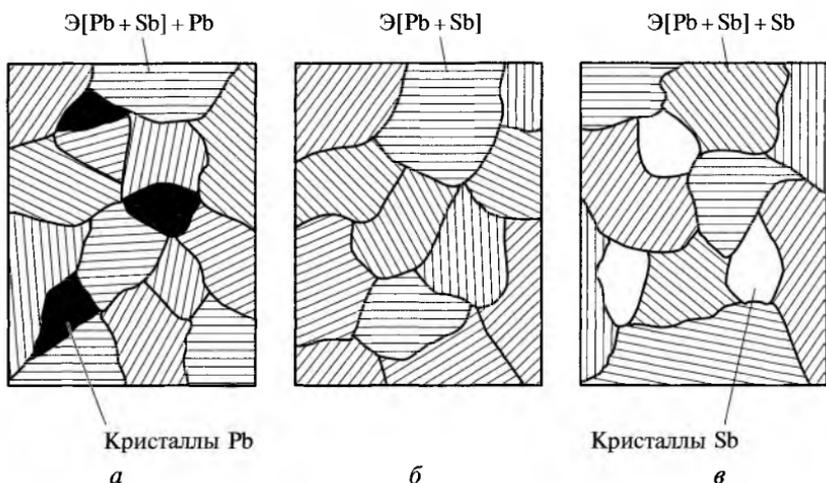


Рис. 2.23. Структуры доэвтектического (а), эвтектического (б) и заэвтектического (в) сплавов системы Pb—Sb

и химический состав каждой фазы (т.е. содержание в них компонентов). Это выполняется по-разному в однофазных и двухфазных областях диаграммы.

В однофазной области масса фазы равна массе сплава, а ее химический состав соответствует составу сплава (см. рис. 2.22, б). Так, при температуре t_1 сплав I находится в жидком состоянии, т.е. имеет однофазную структуру. Состав и жидкости, и сплава определяется проекцией точки *a* на ось концентраций (72 % Sb и 28 % Pb).

Подобным приемом нельзя пользоваться при анализе состояния сплавов в двухфазных областях. Это связано с тем, что при изменении температуры химический состав фаз и их масса не остаются постоянными. Так, например, в процессе кристаллизации доэвтектических сплавов системы Pb—Sb при понижении температуры от линии ликвидус до линии солидус меняется химический состав жидкости: в ней увеличивается количество сурьмы за счет выделения из жидкости свинца, при этом масса жидкости уменьшается, а твердой фазы увеличивается (суммарная масса фаз остается постоянной, равной массе сплава).

Анализ состояния сплавов выполняют следующим образом (см. рис. 2.22, б). Через точку *b*, характеризующую положение сплава на диаграмме, проводят горизонталь — *коноду* — до пересечения с линиями диаграммы, ограничивающими двухфазную область, в которой лежит заданная точка. Точка *c* — пересечение коноды с границей однофазной области существования жидкой фазы; точка *d* — пересечение коноды с границей существования твердой фазы.

Фазовый состав сплава при данной температуре (точка b) определяется фазами тех однофазных областей, с которыми пересекается конода. В данном случае фазовый состав сплава — это жидкость (точка c) и сурьма (точка d).

Химический состав фаз соответствует проекциям точек пересечения коноды и линий диаграммы состояния на ось концентраций. Каждая проекция показывает состав той фазы, с которой граничит точка пересечения. Так, проекция точки c определяет концентрацию компонентов в жидкой фазе (44 % Sb и 56 % Pb), а проекция точки d — концентрацию компонентов в твердой фазе (это чистый компонент Sb). Таким образом, линия ликвидус является линией насыщения — она показывает предельную растворимость компонентов в жидкости при данной температуре.

Для определения массы фаз пользуются правилом рычага. В любой точке, т.е. при любой температуре, общая масса сплава соответствует длине коноды — отрезку cd . Количество соответствующей фазы определяется противолежащим отрезком: масса жидкости — отрезком bd , а твердой фазы — отрезком cb .

Для сплавов типа смеси характерна ликвация по плотности. Ликвация — это неравномерное распределение химического состава по объему сплава. В процессе кристаллизации из жидкости выделяются кристаллы с плотностью, отличной от плотности жидкости. Это приводит к тому, что кристаллы либо всплывают, если их плотность меньше плотности жидкости, либо оседают на дно, если их плотность превышает плотность жидкости. В результате слиток получается неоднородным по составу и свойствам. Для предупреждения этого в процессе кристаллизации сплавы интенсивно перемешивают.

Диаграммы состояния сплавов типа твердый раствор. При неограниченной взаимной растворимости компонентов они образуют

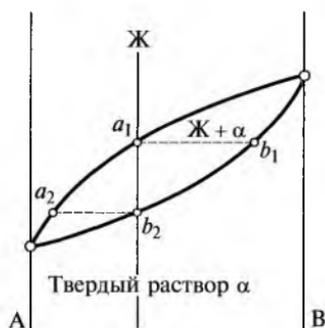


Рис. 2.24. Диаграмма состояния твердого раствора с неограниченной растворимостью компонентов

твердый раствор α . Диаграмма состояния сплавов такого типа имеет вид, показанный на рис. 2.24. Кристаллизация компонентов (чистых металлов) происходит при постоянной температуре ($C = 0$, как было показано выше). В процессе кристаллизации сплавы имеют одну степень свободы (можно менять температуру без изменения фазового состава). Действительно, структура состоит из двух фаз: жидкости (Ж) и твердого раствора (α). Таким образом, $\Phi = 2$ (Ж и α), $K = 2$ (компоненты А и В) и в соответствии с правилом фаз $C = 2 - 2 + 1 = 1$. Это означает, что кристаллизация происходит в интервале температур, а имен-

но между линиями ликвидус (верхняя кривая) и солидус (нижняя кривая).

В процессе кристаллизации из жидкости выделяются кристаллы твердого раствора α , состав которых соответствует проекциям точек b_1, b_2 на ось абсцисс. Состав жидкости при этом также меняется и соответствует проекциям точек a_1, a_2 на ось абсцисс. Это означает, что состав твердого раствора меняется по линии солидус, а состав жидкости — по линии ликвидус.

Для сплавов этого типа характерна *внутрикристаллитная (внутризеренная) ликвация*, проявляющаяся в пределах одного зерна. Центры кристаллизации, образованные на первых стадиях, содержат большее количество тугоплавкого компонента В (компонента с более высокой температурой плавления). В составе следующих слоев, присоединяющихся к выделившемуся центру при понижении температуры, количество этого компонента уменьшается (например, от проекции точки b_1 к проекции точки b_2). Внутризеренная ликвация может быть уменьшена за счет диффузионных процессов, которые происходят во время продолжительной выдержки сплава при высоких температурах после его затвердевания.

Ограниченная растворимость компонентов в металлических сплавах встречается гораздо чаще, чем неограниченная. На диаграмме состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов (рис. 2.25) линия AEB — линия ликвидус, линия $ADCB$ — линия солидус. В этой системе образуются фазы, представ-

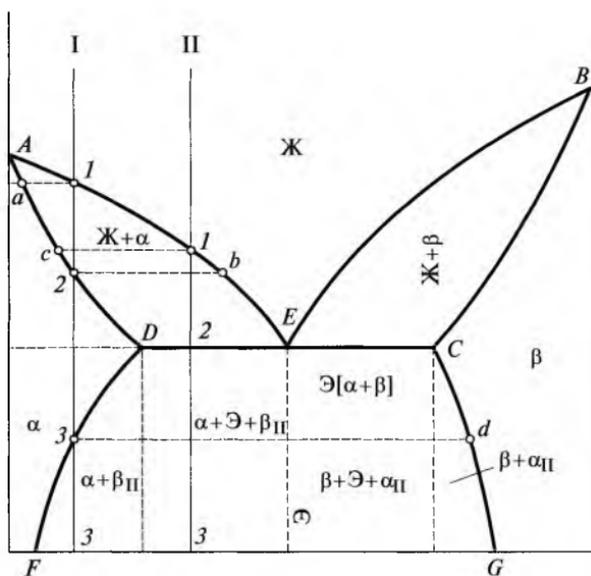


Рис. 2.25. Диаграмма состояния твердого раствора с ограниченной растворимостью компонентов

ляющие собой твердые растворы: α (В в А) и β (А в В). Предельная растворимость в твердом состоянии определяется линиями: DF (В в А) и CG (А в В). Процессы кристаллизации сплавов, находящихся на диаграмме левее точки F и правее точки G , такие же, как у сплавов, компоненты которых образуют твердые растворы с неограниченной растворимостью. Эти сплавы имеют однофазную структуру.

Кристаллизация сплавов, расположенных на диаграмме в интервале от точки F до проекции точки D и от точки G до проекции точки C , отличается от рассмотренной ранее. Рассмотрим процесс кристаллизации одного из сплавов, принадлежащего названным областям (сплав I). Выше точки I сплав находится в жидком состоянии. В точке I начинается кристаллизация сплава с выделения из жидкости кристаллов α -твердого раствора. По мере понижения температуры от точки I до точки 2 концентрация компонентов в жидкой фазе изменяется по линии $I - b$, а в α -твердом растворе — по линии $a - 2$; количество жидкой фазы при этом уменьшается, а твердой возрастает. В точке 2 кристаллизация сплава заканчивается, структура сплава ниже этой точки состоит только из зерен α -твердого раствора, концентрация компонентов в котором такая же, как в сплаве (т.е. химические составы сплава и α -твердого раствора совпадают). До точки 3 превращений не происходит, продолжается охлаждение сплава, находящегося в твердом состоянии. Ниже точки 3 из α -твердого раствора начинают выделяться кристаллы β -твердого раствора, которые укрупняются по мере охлаждения сплава. Процесс выделения β -фазы объясняется тем, что при понижении температуры растворимость (концентрация) компонента В в α -твердом растворе уменьшается, на что указывает линия DF . Она составляет примерно 17 % при температуре, соответствующей точке 3 , — это предельная растворимость при данной температуре (конода $d - 3$), и менее 10 % после окончательного охлаждения (конода $G - F$, совпадающая с осью концентраций). Избыток компонента В выделяется в виде β -фазы. Структура таких сплавов после окончательного охлаждения состоит из двух фаз: $\alpha + \beta_{II}$. Кристаллы β -твердого раствора, выделяющиеся из α -твердого раствора, называются *вторичными* и обозначаются β_{II} в отличие от кристаллов, выделяющихся из жидкости, которые называются *первичными*. Аналогичные процессы будут происходить при кристаллизации сплавов, расположенных на диаграмме состояния в интервале от точки G до проекции точки E , но здесь вторичными будут кристаллы α -фазы — α_{II} , а структура этих сплавов — $\beta + \alpha_{II}$.

Кристаллизация сплавов, расположенных на диаграмме состояния в интервале DE (например, сплава II), происходит с образованием эвтектики аналогично рассмотренной системе свинец —

сурьма. Отличие заключается в том, что в данной системе эвтектика состоит из смеси твердых растворов α и β , а не чистых компонентов. На линии DE происходит эвтектическое превращение: $Ж \rightarrow \alpha + \beta$.

Сплав состава 45 % А и 55 % В (линия его охлаждения проходит через точку E) является эвтектическим, его структура — эвтектика $\alpha + \beta$. Структура доэвтектических сплавов — $\alpha + \alpha' + \beta_{II}$, заэвтектических — $\beta + \alpha' + \alpha_{II}$.

Диаграммы состояния сплавов с химическим соединением

Диаграмму состояния с химическим соединением можно разделить на две части (рис. 2.26). На одной части диаграммы будут присутствовать сплавы, образованные компонентом А и химическим соединением A_mB_n , а на другой — химическим соединением A_mB_n и компонентом В. В этом случае химическое соединение выступает в роли одного из компонентов. Каждая часть такой диаграммы представляет собой самостоятельную диаграмму состояния сплавов, компоненты которых образуют в твердом состоянии смеси. Превращения в этих сплавах рассмотрены выше. В практике возможно рассмотрение только части диаграммы состояния в пределах компонент — химическое соединение ($A - A_mB_n$). В таком виде изучается широко используемая диаграмма состояния железо — углерод, а именно в пределах $Fe - Fe_3C$, где Fe_3C — химическое соединение, карбид железа.

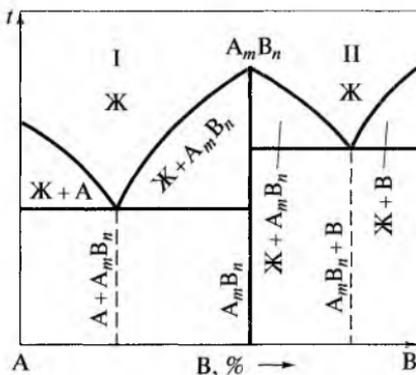


Рис. 2.26. Диаграмма состояния с химическим соединением

2.7. Методы упрочнения металлических сплавов

Методы упрочнения связаны с созданием препятствий перемещению дислокаций. Этого можно достичь за счет термической обработки сплавов определенного вида: перекристаллизации; дисперсионного твердения; мартенситного превращения, особенно характерного для сталей (см. подразд. 5.1.2 и 5.2); пластической деформации (наклеп).

Перекристаллизация — это изменение типа кристаллической решетки, происходящее при полиморфном превращении. Упрочнение достигается за счет измельчения зерна в процессе изменения типа кристаллической решетки, т.е. при образовании новой фазы. Так, в исходном состоянии сплав имеет крупнозернистое строение. При его нагреве до температу-

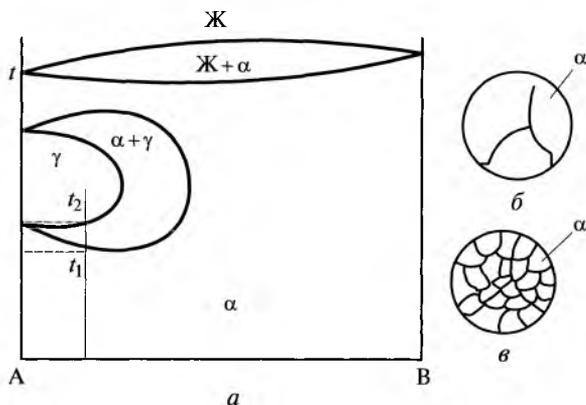


Рис. 2.27. Схема упрочнения сплавов за счет перекристаллизации:
 а — диаграмма состояния; б — структура в исходном состоянии; в — структура после упрочнения

ры t_1 (рис. 2.27) начинается ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращение. Вновь образующаяся γ -фаза возникает по границам исходной α -фазы и имеет меньшую величину зерна. Превращение заканчивается при нагреве до температуры t_2 , при этом структура сплава представлена только мелкозернистой γ -фазой. При охлаждении происходит обратное ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение и вторичное измельчение зерна.

Дисперсионное твердение — это упрочнение сплава за счет выделения из пересыщенного твердого раствора большого количества мельчайших частиц второй дисперсной (очень мелкой) фазы. Прочность возрастает за счет того, что эти частицы препятствуют перемещению дислокаций. Дисперсионное твердение возможно для сплавов типа твердый раствор с ограниченной растворимостью (рис. 2.28). В исходном состоянии частицы второй фазы крупные. Упрочнение достигается нагревом до получения однофазной структуры (температуры t_1), при этом частицы второй фазы растворяются в твердом растворе. Образованную однофазную структуру фиксируют последующим быстрым охлаждением, т.е. закалкой. Выделение второй фазы подавляется из-за быстрого охлаждения, поэтому при комнатной температуре получается структура пересыщенного твердого раствора. Выделение вторичной фазы происходит при старении, т.е. нагреве до температур ниже t_1 , вызывающем выделение второй фазы, но не ее рост. В результате получается структура с зернами твердого раствора и мельчайшими частицами второй фазы. Таким образом упрочняются алюминиевые сплавы, быстрорежущие стали и др.

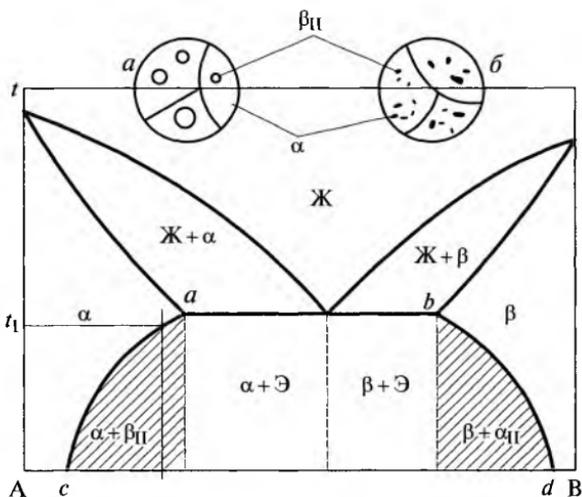


Рис. 2.28. Схема упрочнения сплава при дисперсионном твердении:
 a — структура в исходном состоянии; b — структура после упрочнения

Наклеп и рекристаллизация. Наклеп — изменение структуры и свойств металлического материала, вызванное пластической деформацией. В результате наклепа повышается предел прочности металла, а его пластичность снижается (рис. 2.29).

В результате пластической деформации происходит искажение кристаллической решетки, зерна металла деформируются и приобретают определенную ориентацию. До деформации зерно имеет равноосную форму, а после деформации зерна сначала вытягиваются в направлении действующих сил, а затем дробятся, т. е. измельчаются (рис. 2.30), что и приводит к повышению прочности.

Деформированный металл находится в неравновесном состоянии. В таком металле даже при комнатной температуре могут самопроизвольно протекать процессы, приводящие его в более устойчивое состояние. Если же деформированный металл нагреть, то скорость этих процессов возрастает. Неболь-

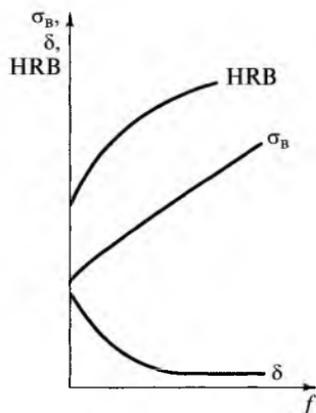


Рис. 2.29. Влияние пластической деформации на механические свойства металла:

σ_v — предел прочности; δ — относительное удлинение; HRB — твердость; f — степень пластической деформации

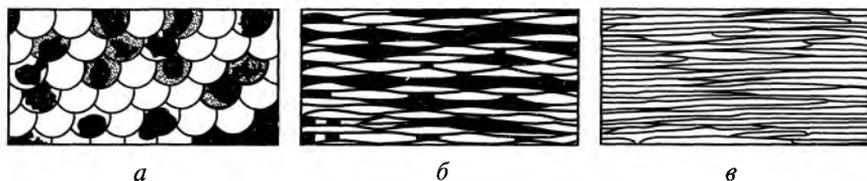


Рис. 2.30. Изменение структуры при пластической деформации металла: *а* — структура металла до деформации; *б* — структура металла после первой операции деформации; *в* — структура металла после окончательной деформации

шой нагрев (для железа до 300... 400 °С) ведет к снятию искажений кристаллической решетки, но микроструктура остается без изменений — зерна по-прежнему сохраняют вытянутую форму. Прочность несколько снижается, а пластичность повышается. Такая обработка называется *возвратом* или *отдыхом*.

При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает и среди вытянутых зерен идет интенсивное зарождение и рост равноосных зерен. В результате металл приобретает структуру и свойства, которые имел до наклепа (рис. 2.31). Это явление называется *рекристаллизацией*.

Температура начала рекристаллизации зависит от природы металла — его температуры плавления, а также от того, чистый это металл или сплав:

$$T_p = \alpha T_{пл},$$

где T_p и $T_{пл}$ — соответственно температура рекристаллизации и плавления, К; α — коэффициент, зависящий от чистоты металла

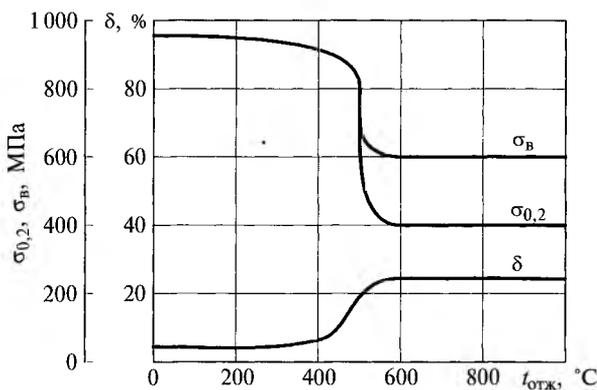


Рис. 2.31. Влияние нагрева на механические свойства наклепанного металла:

σ_B — предел прочности; δ — относительное удлинение; $\sigma_{0,2}$ — напряжение, при котором остаточная деформация равна 0,2% от первоначальной длины образца

и типа сплава, для технически чистых металлов и сплавов он составляет 0,3...0,4, для сплавов типа твердый раствор — 0,5...0,6, а в некоторых случаях достигает 0,8.

Температура рекристаллизации играет важную роль в процессах обработки металлов давлением. Обработка, производимая ниже температуры рекристаллизации, вызывает наклеп и называется *холодной* обработкой давлением. Если обработка выполняется при температурах, превышающих температуру рекристаллизации, то это *горячая* обработка давлением, при которой наклепа не возникает.

Поскольку температура рекристаллизации зависит от температуры плавления, то и пограничные температуры, разделяющие обработку на горячую и холодную, для разных металлов сильно отличаются. Так, пластическая деформация свинца при комнатной температуре является горячей обработкой и не вызывает наклепа. Действительно, температура плавления свинца составляет 327 °С, или 600 К. Определим температуру рекристаллизации T_p для $\alpha = 0,4$ (чистый металл): $T_p = 600 \cdot 0,4 = 240 \text{ К} = -33 \text{ °С}$. Таким образом, свинец будет упрочняться за счет пластической деформации, если ее выполнять при отрицательных температурах.

На практике для снятия наклепа металл нагревают до более высоких температур, чтобы ускорить процесс рекристаллизации. Эта операция называется *рекристаллизационный отжиг*. Он необходим при производстве заготовок (например, проволоки, ленты в металлургическом производстве) и деталей методами холодной пластической деформации. Так, после прокатки заготовки до определенного диаметра ее пластичность понижается настолько, что дальнейшая холодная обработка невозможна, потому что металл будет разрушаться. Для проведения дальнейшей прокатки и выполняется рекристаллизационный отжиг с целью в о с-

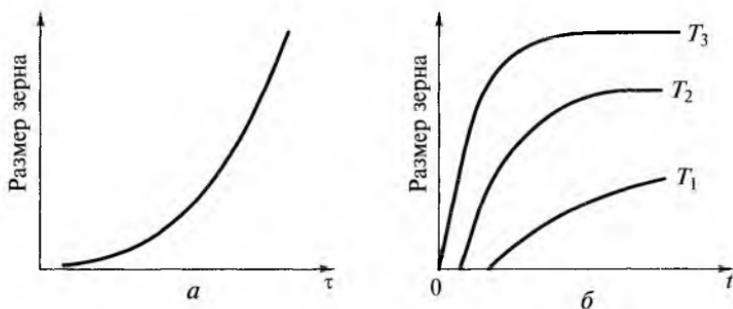


Рис. 2.32. Влияние продолжительности (а) и температуры (б) отжига на величину рекристаллизованного зерна:

$$T_1 < T_2 < T_3$$

становления исходной пластичности (см. рис. 2.31). При этом структура металла не должна быть крупнозернистой, так как высокая пластичность наряду с прочностью присуща мелкозернистым сплавам.

Рекристаллизация является диффузионным процессом, поэтому на величину рекристаллизованного зерна оказывают влияние температура отжига (рис. 2.32, а) и его продолжительность (рис. 2.32, б). Нагрев выше оптимальных температур и увеличение времени выдержки ускоряют диффузионные процессы. Это приводит к интенсивному росту зерен и получению в результате крупнозернистой структуры металла.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Перечислите основные свойства металлов. Объясните их природу на основе электронного строения металлов.

2. Какое строение имеют металлы? Чем отличаются кристаллические вещества от аморфных?

3. Дайте определение кристаллической решетки и кристаллической ячейки. Назовите известные вам типы кристаллических решеток.

4. Что называется полиморфизмом (полиморфным превращением)?

5. Что такое анизотропия? Чем объясняется анизотропия кристаллов?

6. Что такое степень переохлаждения? Как она зависит от скорости охлаждения при кристаллизации металлов?

7. Объясните влияние степени переохлаждения на структуру литого металла.

8. Что называется модифицированием? Какова его цель?

9. В чем отличие в строении идеального и реального металлов?

10. Какие дефекты характерны для реального строения металлов? Укажите их влияние на свойства.

11. Дайте определение следующим понятиям: компонент, фаза, структура.

12. Назовите типы сплавов и условия их образования.

13. Какую информацию о сплавах дают диаграммы состояния?

14. Что такое конода, какие задачи решаются с ее помощью?

15. Какие методы упрочнения сплавов вам известны? Охарактеризуйте их.

16. Что такое перекристаллизация? Как меняются структура и свойства сплавов при перекристаллизации?

17. Что такое дисперсионное твердение? Как меняются структура и свойства сплавов в результате дисперсионного твердения?

18. Что такое наклеп? Как меняются структура и свойства металлов при наклепе?

19. Что называется рекристаллизацией? Как определяется температура рекристаллизации?

20. Какая пластическая деформация называется холодной (горячей)? Какая деформация сопровождается упрочнением?

МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

3.1. Методы изучения структуры металла

Макроскопический анализ (макроанализ) заключается в изучении строения металла невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30 раз). Это позволяет одновременно наблюдать большую поверхность изделия в отличие от микроанализа, выполняемого при больших увеличениях. Макроанализ не позволяет определить все особенности строения. Его часто используют предварительно с целью выбрать те участки детали, которые следует подробно изучать с помощью более тонких методов.

Наиболее типичные задачи макроанализа: изучение видов излома (различают вязкий, хрупкий и другие виды излома); нарушения сплошности металла (наличие трещин, дефектов сварки, пористости и др.); строения слитка; волокнистой структуры металла, что позволяет судить о технологии изготовления детали (сварная, штампованная, полученная обработкой резанием); ликвации, т.е. химической неоднородности металла.

Остановимся подробнее на определении ликвации серы в стали методом фотоотпечатка, который выполняется на специально подготовленном объекте, называемом макрошлифом. Поверхность макрошлифа обрабатывают мелкой шкуркой и очищают ватным тампоном, смоченным в спирте. К поверхности плотно прижимают засвеченную фотобумагу, смоченную 5%-ным раствором серной кислоты, и выдерживают 3... 15 мин.

Сера в стали присутствует в виде сульфидов — FeS или MnS, которые реагируют с серной кислотой: $\text{FeS} + \text{H}_2\text{SO}_4 \rightarrow \text{FeSO}_2 + \text{H}_2\text{S}\uparrow$.

Сероводород, выделяющийся непосредственно в местах расположения сульфидов, реагирует с бромистым серебром фотобумаги: $\text{H}_2\text{S} + 2\text{AgBr} \rightarrow 2\text{HBr} + \text{Ag}_2\text{S}$.

Сернистое серебро (Ag_2S) имеет темный цвет, поэтому на фотобумаге появляются темные участки, являющиеся отпечатками сульфидов.

Этот анализ позволяет сделать ряд выводов. Так, по макрошлифу сварного соединения (рис. 3.1) можно сделать следующие заключения: убедиться, что деталь сварная; установить, что наварен-

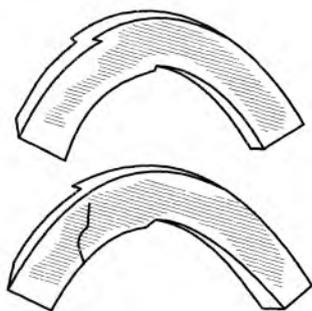


Рис. 3.1. Макрошлиф сварного соединения

ный участок изготовлен из стали с меньшим содержанием серы — он светлее; по расположению волокон (это вытянутые при прокате сульфиды) определить, что деталь получена пластической деформацией — методом гибки; кроме того, выявить трещину.

Микроскопический анализ (микроанализ) выполняется при больших увеличениях на металлографическом микроскопе (металломикроскопе), схема которого представлена на рис. 3.2. Металлы непрозрачны, поэтому изучение структуры производится в отраженном свете. Исследования выполняют на специальном объекте — микрошлифе. Исследуемая поверхность микрошлифа должна иметь очень малую шероховатость поверхности — быть зеркальной, чтобы получалось правильное отражение.

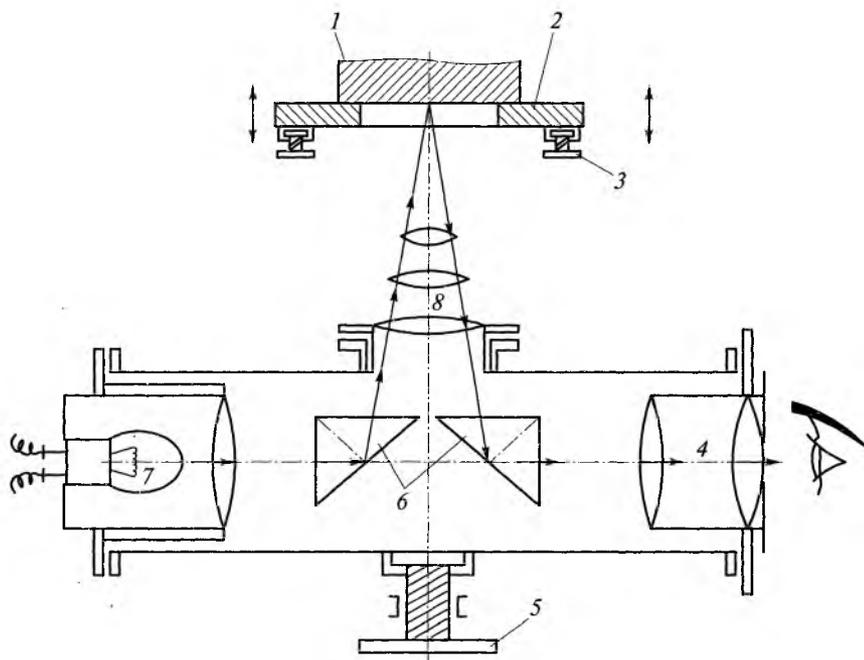


Рис. 3.2. Схема металлографического микроскопа:

1 — микрошлиф; 2 — предметный столик; 3 — микрометрический винт (грубая наводка); 4 — окуляр; 5 — микрометрический винт (тонкая наводка); 6 — отражательная линза; 7 — источник света; 8 — объектив

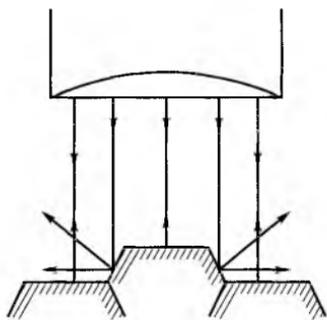


Рис. 3.3. Схема отражения лучей от протравленного микрошлифа:

↓ — падающий луч света; ↑ — луч света, отраженный от тела зерна;
 ← → — лучи света, отраженные от границ зерен



Рис. 3.4. Микроструктура заэвтектического сплава системы Pb—Sb (светлые зерна — кристаллы сурьмы; темный фон — эвтектика)

Для изготовления микрошлифа на объекте исследования следует обработать плоскую поверхность. Ее подготавливают непосредственно на деталях малых размеров, а из больших деталей вырезают специальный образец. Зеркальной поверхности добиваются путем обработки абразивной шкуркой нескольких номеров, переходя от более грубой к более тонкой, и последующим полированием абразивными или алмазными пастами.

Для выявления структуры применяют травление шлифа растворами кислот или щелочей. При этом выявляется зерно стали. Это объясняется тем, что на поверхность шлифа зерна выходят разными кристаллографическими направлениями и вследствие анизотропии (см. гл. 2) протравляются на разную глубину (рис. 3.3) и по-разному отражают свет. Таким образом можно определить разные фазы сплава, так как их свойства также неодинаковы и травление происходит на разную глубину (рис. 3.4).

В поле зрения микроскопа наиболее темными выглядят границы зерен, потому что они протравляются наиболее сильно из-за скопления дефектов, поэтому отражение от границ рассеивается, а не попадает в окуляр микроскопа и глаз наблюдателя.

Оптические микроскопы позволяют получить увеличение до 1500 раз и изучать структурные составляющие размерами 2 мкм и более, что связано с длиной волны света. Увеличение микроскопа равно произведению увеличений объектива и окуляра (они выгравированы на них). Увеличение обозначают следующим образом: 200^x.

Значительно большее увеличение имеют электронные микроскопы — свыше 100 тыс. раз, при их использовании возможно разрешение объектов размером до 10^{-7} см (например, структурных составляющих).

3.2. Механические свойства материалов и методы их определения

Общие сведения. Механические свойства материалов определяют на специальных образцах. В зависимости от условий приложения нагрузки различают статические и динамические испытания. При *статических испытаниях* нагрузка прилагается медленно и плавно возрастает. При *динамических испытаниях* ее приложение идет с высокой скоростью.

Испытания могут выполняться при нормальной (комнатной) или повышенной температуре.

Наиболее часто определяемыми механическими характеристиками материалов являются: твердость, пределы прочности и упругости, ударная вязкость. Определяют также пределы выносливости и ползучести. Предел прочности устанавливают в процессе испытаний на растяжение, сжатие, кручение и изгиб.

Предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и сужение определяют при испытаниях на растяжение специальных образцов, которые выполняют на разрывных машинах (рис. 3.5). Образцы помещают в зажимы разрывной машины, затем растягивают до разрушения.

В процессе приложения нагрузки в образце возникает напряжение σ , МПа, равное отношению приложенного усилия P к площади образца F :

$$\sigma = P/F.$$

Под действием приложенной нагрузки возникает *деформация* — изменение размеров образца. Деформация может быть упругой или пластической.

Упругая деформация полностью исчезает после снятия нагрузки и не приводит к заметным изменениям в структуре и свойствах материала. Различают абсолютную и относительную деформацию.

Абсолютная деформация Δl — изменение размера (длины при испытаниях на растяжение), **относительная ϵ** — отношение абсолютной деформации к первоначальной длине l , т.е. $\Delta l/l$.



Рис. 3.5. Образец для испытаний на растяжение

Между напряжением и относительной упругой деформацией существует линейная зависимость — **закон Гука**: $\sigma = \epsilon E$, где

E — модуль упругости, свойство материала, характеризующее его жесткость, т. е. способность сопротивляться упругим деформациям.

Пластическая деформация не исчезает после снятия нагрузки (согните алюминиевую проволоку, после того как нагрузка снята, проволока не разогнется — она пластически деформирована).

При испытаниях на растяжение строится диаграмма в координатах относительная деформация ϵ — напряжение σ

(рис. 3.6). При этом определяются *предел прочности* σ_B — напряжение, при котором происходит разрушение образца (максимальная точка на кривой $\epsilon - \sigma$); *предел пропорциональности* $\sigma_{пц}$ — максимальное напряжение, при котором отсутствует пластическая деформация. Поскольку точное определение предела пропорциональности затруднено, на практике определяется *предел текучести* σ_T — напряжение, вызывающее остаточную деформацию определенной величины, например $\sigma_{0,2}$ — напряжение, при котором остаточная деформация равна 0,2% от первоначальной длины образца. При $\sigma > \sigma_{пц}$ возникает остаточная деформация $\epsilon_{ост}$ (см. рис. 3.6).

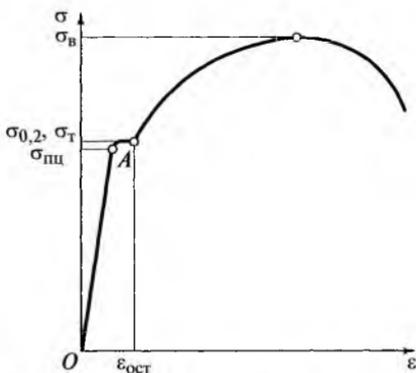


Рис. 3.6. Диаграмма растяжения

Перед разрушением образец претерпевает пластическую деформацию — он удлиняется, происходит образование шейки с уменьшенным диаметром (рис. 3.7). Характеристиками пластичности металла являются относительное удлинение $\delta = \Delta l/l$ и относительное сужение $\psi = (F_0 - F_k)/F_0$, где F_0 — первоначальная площадь сечения образца; F_k — минимальная площадь сечения образца после разрушения. Чем больше величины этих характеристик, тем пластичнее материал.

Определение твердости. *Твердость* характеризует сопротивление материала большим пластическим деформациям. Наиболее распространенные методы определения твердости связаны с внедрением в испытуемый материал специального тела, называемого *индентором*, с таким усилием, чтобы произошла пластическая деформация. В материале при этом остается отпечаток индентора, по которому судят о величине твердости. Определение твердости — наиболее распространенный метод исследования свойств

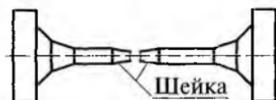


Рис. 3.7. Разрушенный образец при испытании на растяжение

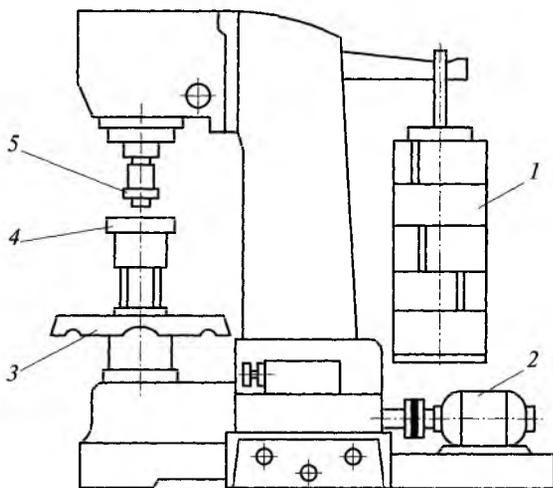


Рис. 3.8. Схема пресса Бринелля:

1 — груз; 2 — электродвигатель; 3 — маховик вращения винта для создания предварительной нагрузки; 4 — установочный стол; 5 — держатель индентора

материала. Это объясняется рядом причин: определение твердости является неразрушающим методом, так как деталь после такого измерения может быть использована по назначению; испытания на твердость не требуют высокой квалификации; зная твердость, можно судить и о других механических свойствах.

Метод Бринелля. В качестве индентора используется стальной закаленный шарик, который вдавливают в испытуемый образец на специальном прессе (рис. 3.8). В результате на поверхности образца образуется отпечаток в виде сферической лунки (рис. 3.9). Диаметр отпечатка измеряют в двух взаимно-перпендикулярных направлениях с помощью микроскопа Бринелля — лупы со шкалой (рис. 3.10). Число твердости $HВ$, кгс/мм², — это отношение приложенной нагрузки к площади поверхности отпечатка, его вычисляют по формуле

$$HВ = 2P/D[D - (D^2 - d^2)^{1/2}],$$

где P — прилагаемая нагрузка; D и d — соответственно диаметр шарика и отпечатка.

На практике используются таблицы, в которой указаны значения твердости в зависимости от диаметра отпечатка.

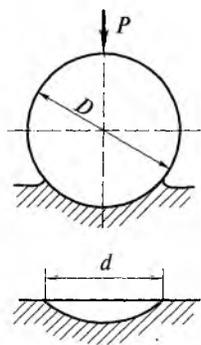


Рис. 3.9. Схема определения твердости по Бринеллю:

P — нагрузка

Диаметр шарика и нагрузку выбирают так, чтобы соблюдалось соотношение $d = (0,25 \dots 0,5)D$, т.е. для разных материалов эти параметры различны. При диаметре индентора 10 мм, нагрузке 3000 кгс (29430 Н) и времени выдержки под нагрузкой 10 с твердость обозначается только цифрами и латинскими буквами, например 200 НВ. Эти условия приняты для определения твердости сталей и чугунов. При изменении условий испытаний помимо значений твердости указываются диаметр шарика, усилие и время выдержки под нагрузкой. Например, 185 НВ/5/750/20, здесь 5 — диаметр шарика в мм, 750 — нагрузка в кгс (7350 Н), 20 — время выдержки под нагрузкой в с.

Метод Бринелля не является универсальным. Он не позволяет испытывать материалы с твердостью более 450 НВ (может деформироваться шарик), а также образцы толщиной менее десятикратной глубины отпечатка.

Между твердостью по Бринеллю и пределами прочности и текучести соблюдаются следующие примерные соотношения: для стали $\sigma_b = \text{НВ}/3$, $\sigma_t = \text{НВ}/6$; для алюминиевых сплавов $\sigma_b = 0,362 \text{ НВ}$; для медных сплавов $\sigma_b = 0,26 \text{ НВ}$.

Метод Роквелла. Принципиальное отличие этого метода от рассмотренного ранее заключается в том, что твердость определяется не площадью поверхности отпечатка индентора, а глубиной его проникновения в исследуемый образец.

В качестве индентора используют алмазный конус при испытаниях твердых материалов и стальной закаленный шарик при испытаниях мягких материалов. Нагрузка при использовании алмазного конуса устанавливается 60 кгс (500 Н) или 150 кгс (1400 Н) в зависимости от твердости материала — большая для менее твердых материалов (например, закаленных сталей), меньшая для материалов с очень высокой твердостью (твердых сплавов, режущей керамики), с тем, чтобы избежать скола алмаза. Стальной шарик вдавливают с нагрузкой 100 кгс (900 Н).

Испытания выполняются на специальном приборе, имеющем черную (С) и красную (В) шкалы. Шкала С используется при испытаниях с помощью алмазного конуса при нагрузке 60 и 150 кгс, шкала В — для шарика с нагрузкой 60 кгс. Числа твердости обозначаются: HRC — алмазный конус, нагрузка 150 кгс; HRA — алмазный конус, нагрузка 60 кгс; HRB — стальной шарик, нагрузка 100 кгс.

Число твердости в единицах HRC примерно в 10 раз меньше, чем в единицах НВ, т.е. твердость 30 HRC примерно соответству-

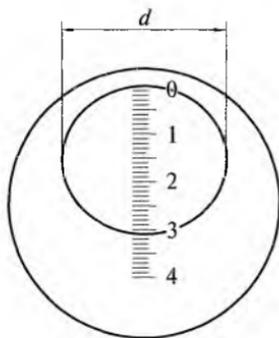


Рис. 3.10. Измерение диаметра отпечатка лупой Бринелля

ет 300 НВ. Между значениями твердости по шкалам С и А имеется следующая зависимость: $HRC = 2HRA - 104$.

Метод Виккерса. Метод основан на вдавливании четырехгранной алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями, равным 136° . Число твердости обозначается НВ (кгс/мм²) и определяется отношением нагрузки к площади поверхности отпечатка. Число твердости вычисляется по формуле $HV = 1,854P/d^2$, где d — среднее значение длины диагоналей отпечатка.

Нагрузка может изменяться в пределах от 1 до 100 кгс (от 10 до 1000 Н). Величина диагоналей определяется с помощью специального микроскопа, встроенного в прибор. Для измерения очень тонких слоев или отдельных фаз сплава используют метод измерения *микротвердости* при нагрузке от 1 до 500 г (от 0,01 до 5 Н), которая также определяется в единицах НВ. Значения твердости (до 450 НВ) по Бринеллю и Виккерсу практически равны.

Метод Шора. При измерении твердости по Шору используется принцип, отличный от рассмотренных ранее. Твердость оценивают по величине упругой, а не пластической деформации. На поверхность объекта с высоты H_n падает специальный боек. При ударе часть энергии расходуется на пластическую деформацию исследуемого материала. Оставшаяся упругая деформация возвращается бойку в виде упругого отскока на величину H_0 (рис. 3.11). При этом сам боек не деформируется, так как оснащен алмазным наконечником. Высота отскока бойка, определяемая величиной упругой деформации, тем больше, чем выше твердость материала.

Твердость определяется по высоте отскока бойка H_0 (см. рис. 3.11). Шкала твердости на приборе Шора разделена на 130 единиц. Она рассчитана таким образом, чтобы твердость закаленной эвтектоидной стали оказалась равной 100 единицам. Эти приборы часто используют для определения твердости непосредственно на деталях, особенно крупногабаритных.

В некоторых случаях, когда применение перечисленных методов невозможно, твердость металла определяют с помощью тарированных напильников из материала с известной максимальной твердостью, пока еще возможно снятие стружки (при большей твердости напильник скользит по поверхности). Этот метод менее точен, но прост и легко применим в цеховых условиях.

Испытания на усталость. Усталостное разрушение металлов происходит в условиях повторяющихся знакопеременных напряжений, значения которых меньше предела

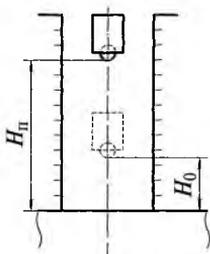


Рис. 3.11. Измерение твердости по Шору

прочности. Этот процесс постепенного разрушения — *усталость* — заключается в том, что под действием большого числа циклов переменных нагрузок в наиболее нагруженном или ослабленном месте металла зарождается, а затем растет трещина, следовательно, площадь сплошного металла постепенно уменьшается, а напряжения возрастают, поскольку $\sigma = P/F$, при постоянной нагрузке P уменьшение площади F приводит к росту напряжений σ . Наступает момент, когда оставшаяся неповрежденная часть сечения уже не может выдержать приложенной нагрузки, так как действующие напряжения превысили предел прочности (т.е. $\sigma > \sigma_B$), поэтому происходит быстрое разрушение металла.

Свойство материала противостоять усталости называется *выносливостью*. Наибольшее напряжение, которое выдерживает металл без разрушения при повторении заранее заданного числа циклов, называют *пределом выносливости*.

Испытание на усталость чаще всего проводят на вращающемся образце с приложением постоянной изгибающей нагрузки. Напряжения в каждой точке образца за один оборот изменяются от положительных (растяжение) до отрицательных (сжатие), т.е. меняются по закону синусоиды (рис. 3.12). При таком нагружении отношение максимальной и минимальной величин напряжений равно -1 . Предел выносливости в этом случае обозначается σ_{-1} .

Испытания выполняются следующим образом. При заданном напряжении определяется количество циклов до разрушения, полученное значение наносится на график $n - \sigma$, где n — число циклов. В результате получают *кривую усталости* (рис. 3.13). Как видно на этой кривой, существует напряжение, которое вообще не вызывает разрушения, это и есть предел выносливости, т.е. при напряжениях ниже, чем σ_{-1} , деталь может работать сколь угодно долго.

Испытания на ползучесть. *Ползучесть* — это деформация материала во времени под действием постоянного напряжения. У металлов ползучесть наблюдается лишь при высоких температурах,

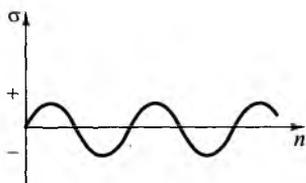


Рис. 3.12. Изменение напряжений в образце в зависимости от знакопеременной нагрузки в течение n циклов

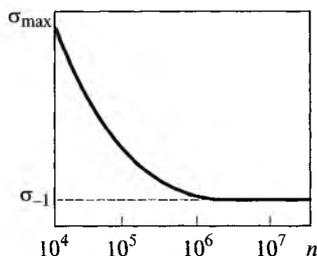


Рис. 3.13. Кривая усталости

у полимеров это может происходить и при комнатной температуре (см. гл. 12).

При ползучести в металле происходят следующие процессы. В результате приложенной нагрузки возникает пластическая деформация, вызывающая наклеп. Вследствие наклепа происходит упрочнение материала, предел текучести при этом повышается и деформация приостанавливается. Однако при высокой температуре начинается процесс рекристаллизации (снятие наклепа) и деформация возникает вновь. Таким образом, при ползучести происходят два процесса: упрочнение металла за счет наклепа и снятие упрочнения под действием высокой температуры. После снятия наклепа и понижения значений предела текучести деформация развивается вновь.

Испытания на ползучесть выполняют на специальных установках при постоянной нагрузке. Образец устанавливают в захваты испытательной машины и помещают в печь. При этом автоматически производят измерение и запись длины образца, т.е. записывается кривая ползучести (рис. 3.14). На этой кривой участок OA соответствует деформации, возникшей в момент приложения нагрузки; AB — участок неустановившейся ползучести; BC — участок установившейся ползучести, когда металл деформируется с постоянной скоростью, которая характеризуется тангенсом угла наклона кривой; на участке CD процесс ползучести идет не просто с постоянной скоростью, а ускоряется, этот этап заканчивается разрушением в точке D .

В испытаниях на ползучесть определяют предел ползучести и длительную прочность. *Предел ползучести* $\sigma_{\delta/\tau}^t$ — напряжение, вызывающее заданную деформацию δ при данной температуре t , т.е. регламентирующее величину остаточной деформации за определенное время τ (участок BC). Например, $\sigma_{0,2/100}^{700} = 1000$ МПа означает, что предел ползучести, т.е. допуск на остаточную деформацию 0,2% за 100 ч при температуре испытаний 700 °С составляет 1000 МПа. *Длительная прочность* — напряжение, вызывающее разрушение при определенной температуре за определенное время (точка D), например, $\sigma_{1000}^{700} = 200$ МПа означает, что при напряжении 200 МПа и температуре 700 °С разрушение образца произойдет через 1000 ч.

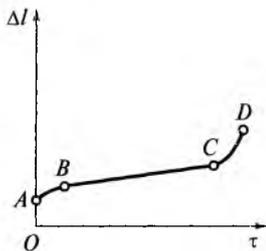


Рис. 3.14. Кривая ползучести

Определение ударной вязкости. Испытания на *ударную вязкость* относятся к динамическим видам испытаний. Для определения ударной вязкости используют стандартные образцы с надрезом U- или V-образной формы, который служит концентратором напряжений. В зависимости от формы надреза ударная вязкость обо-

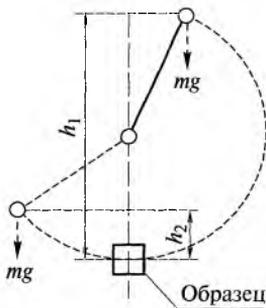


Рис. 3.15. Схема определения ударной вязкости

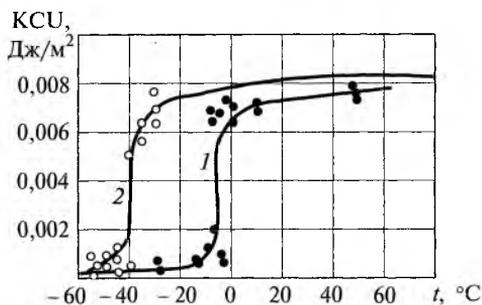


Рис. 3.16. Порог хладноломкости крупнозернистой (1) и мелкозернистой (2) стали

значается КСУ или КСВ. Образец устанавливают на маятниковом копре (рис. 3.15) так, чтобы удар маятника был нанесен по стороне образца, противоположной надрезу, раскрывая его. Маятник поднимают на высоту h_1 , при падении он разрушает образец и поднимается на высоту h_2 . $h_1 > h_2$, так как часть запасенной при подъеме энергии тратится на разрушение образца. Таким образом, работа разрушения составит: $A = mG(h_1 - h_2)$, кДж. Ее значение считается со шкалы маятникового копра.

Ударная вязкость — это относительная работа разрушения, т. е. работа удара, отнесенная к площади поперечного сечения образца F . Таким образом, $КСУ (КСВ) = A/F$, кДж/м².

Порог хладноломкости. У многих металлов и сплавов, в первую очередь имеющих ОЦК и ГПУ решетки, с понижением температуры наблюдается переход от вязкого разрушения к хрупкому, проявляющийся в снижении ударной вязкости и изменении характера излома. Температурный интервал, в котором происходят эти изменения, называется *порогом хладноломкости* или *критической температурой хрупкости*. В зависимости от структурного состояния металла и уровня прочности переход к хрупкому разрушению может быть плавным или резким. На рис. 3.16 показана температурная зависимость порога хладноломкости крупнозернистой и мелкозернистой сталей.

Различают верхнюю t_v и нижнюю t_n границы порога хладноломкости. В этом интервале температур происходит переход от вязкого волокнистого излома к хрупкому кристаллическому. Часто порог хладноломкости определяют по температуре испытания, при которой в изломе имеется 50 % вязкой волокнистой составляющей T_{50} . Чем выше порог хладноломкости, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению; например, если он выше 20 °С, металл хрупко разрушается при комнатной температуре. Изделия следует эксплуатировать при температурах

выше порога хладноломкости, когда хрупкое разрушение исключается.

На порог хладноломкости оказывают влияние величина зерна, химический состав, масштабный фактор (размеры изделия), концентраторы напряжений, скорость нагружения и т. д. Для эксплуатации в северных условиях необходимы детали из сталей с низким порогом хладноломкости — северного исполнения. Снижение порога хладноломкости достигается легированием никелем.

Определение трещиностойкости. Трещиностойкость характеризует способность материала сохранять свою работоспособность (не разрушаться) при наличии трещины.

Трещина в материале может возникнуть в результате усталости, быть следствием металлургического дефекта и т. п. Трещина является концентратором напряжений (рис. 3.17, а), напряжения в ее вершине σ_y^{\max} значительно превосходят средние $\sigma_{\text{ср}}$, т. е. расчетные, следовательно, они тем больше, чем длиннее и острее трещина:

$$\sigma_y^{\max} = \sigma_{\text{ср}} 2\sqrt{l/r},$$

где l — длина трещины, r — радиус устья трещины. По мере удаления от устья трещины напряжения падают (рис. 3.17, б).

Если напряжения в устье трещины таковы, что вызывают ее распространение, происходит разрушение материала, даже если расчетные напряжения ниже предела текучести.

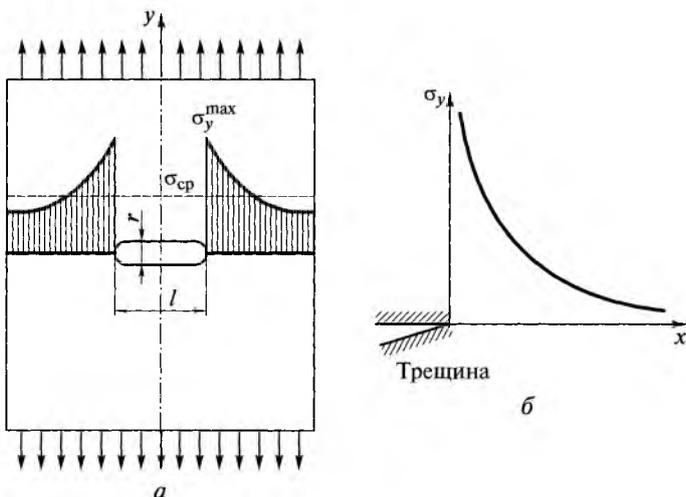


Рис. 3.17. Распределения напряжений в металле при наличии трещины: а — концентрация напряжений вблизи трещины; б — зависимость напряжений от расстояния до вершины трещины

Трещиностойкость оценивается критерием K_{Ic} . Коэффициент трещиностойкости K_{Ic} связывает величину разрушающих напряжений, воздействующих на деталь, и длину трещины:

$$K_{Ic} = 2\sigma_p \sqrt{\pi l},$$

где σ_p — разрушающие напряжения, которые следует учитывать в прочностных расчетах, при известной длине трещины l .

Таким образом, размерность коэффициента — $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Коэффициент трещиностойкости является характеристикой материала. Его определяют на специальных образцах с заранее образованной трещиной при внецентровом растяжении (рис. 3.18).

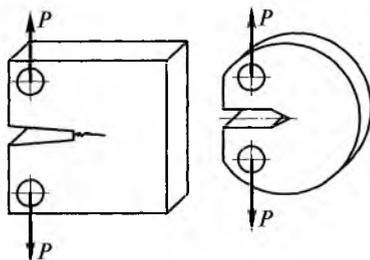


Рис. 3.18. Образец для определения коэффициента трещиностойкости K_{Ic}

3.3. Физические свойства металлов

К физическим свойствам металлов относят электрические, магнитные и тепловые свойства. Для целого ряда деталей именно они определяют возможность применения металлов.

Прежде всего это детали, используемые в электротехнической промышленности, от которых может потребоваться высокая электропроводность или, наоборот, высокое электрическое сопротивление, а также определенные магнитные свойства, например материал должен быть немагнитным, и т. д. В этих случаях механические свойства второстепенны.

Физические свойства металлов определяются их строением — наличием свободных электронов, или электронного газа, которое и определяет высокие электро- и теплопроводность.

Определение удельного электрического сопротивления. Электрическое сопротивление проводника r зависит от его размеров (оно тем больше, чем больше длина l и меньше площадь поперечного сечения s проводника) и свойств материала: $r = \rho l/s$, где ρ — удельное электрическое сопротивление материала, $\text{Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ или $\text{Ом} \cdot \text{см}$, т. е. сопротивление проводника площадью 1 мм^2 и длиной 1 м .

Проще всего определить удельное сопротивление проводника методом вольтметр—амперметр (рис. 3.19). Отрезок CD — проводник из материала, для которого необходимо определить удельное сопротивление ρ . Сопротивление r на отрезке FB определяется по формуле

$$r = (\varphi_F - \varphi_B)/I,$$

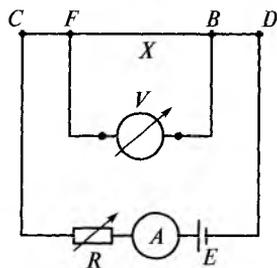


Рис. 3.19. Определение удельного электрического сопротивления по схеме вольтметр — амперметр

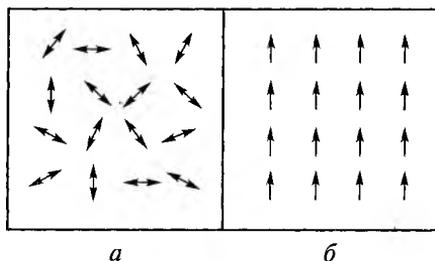


Рис. 3.20. Схема расположения магнитных моментов в парамагнетике (а) и ферромагнетике (б)

где $\varphi_F - \varphi_B$ — разность потенциалов в точках F и B (показания вольтметра V), I — сила тока (показания амперметра A). Зная длину FB и сечение образца, вычисляют ρ . Существуют и другие методы определения сопротивления (например, одинарного и двойного моста).

Удельное сопротивление металлов зависит от температуры, оно тем больше, чем выше температура:

$$\rho_t = \rho_0(1 + \alpha t),$$

где ρ_0 и ρ_t — удельное сопротивление при температурах 0°C и t ; α — температурный коэффициент.

В качестве проводников в электротехнике наиболее широко применяют медь ($\rho = 1,7 \cdot 10^{-8}$ Ом·см или 0,017 мкОм) и алюминий ($\rho = 2,7 \cdot 10^{-8}$ Ом·см или 0,027 мкОм), имеющие малое удельное сопротивление.

Величина, обратная удельному сопротивлению, называется удельной проводимостью: $\gamma = 1/\rho$.

Магнитные свойства. По магнитным свойствам материалы делятся на два класса: *магнитно-неупорядоченные* и *магнитно-упорядоченные*. К первому классу относятся диамагнитные и парамагнитные материалы, ко второму — ферромагнитные. У материалов первого класса элементарные магнитные моменты в пространстве расположены хаотически, а у второго — упорядоченно (рис. 3.20).

Магнитно-упорядоченные металлы отличаются большой величиной *магнитной восприимчивости*. Это величина χ , которая связывает напряженность магнитного поля H и намагниченность I :

$$I = \chi H.$$

Для диамагнитных материалов величина χ имеет отрицательные значения, для парамагнитных — положительные.

Таким образом, в магнитном поле намагничиваются ферромагнетики. Эти металлы имеют большую магнитную восприимчивость и могут быть намагничены до насыщения в сравнительно малых полях, кроме того, они обладают остаточной намагниченностью, т.е. сохраняют магнитные свойства после снятия магнитного поля.

Ферромагнетики обладают *магнитным гистерезисом* (рис. 3.21). При приложении магнитного поля намагниченность возрастает по кривой OC сначала за счет увеличения напряженности поля H и увеличения собственной намагниченности материала. Сумма двух этих величин называется *магнитной индукцией* B , которая измеряется в тесла ($1 \text{ Тл} = 10^4 \text{ Гс}$ (гаусс)): $B = H + 4\pi I$. После достижения ферромагнетиком намагниченности насыщения (B_s) суммарная намагниченность увеличивается только за счет повышения напряженности поля. При снятии напряженности поля H размагничивание происходит не по линии OC — кривой намагничивания, а по линии CDE , образуя петлю гистерезиса.

Важными магнитными свойствами материала являются (см. рис. 3.21):

- *остаточная магнитная индукция* B_r — значение индукции, сохраняющейся в материале после его намагничивания до насыщения, а затем полного снятия внешнего магнитного поля до нуля ($H = 0$); ее представляет отрезок OD на кривой гистерезиса. Дру-

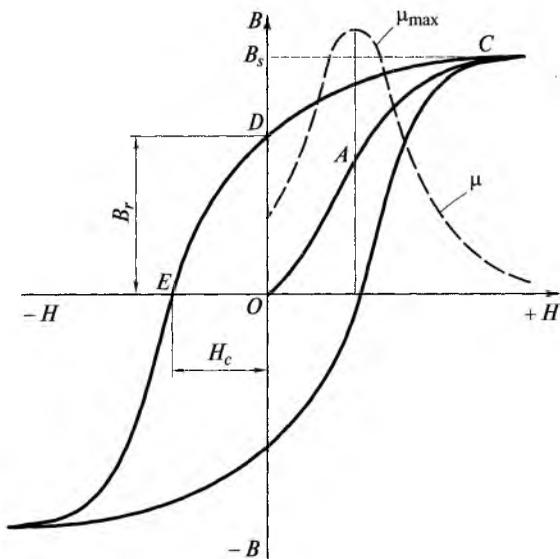


Рис. 3.21. Намагниченность ферромагнетика в зависимости от напряженности магнитного поля

гими словами, после снятия магнитного поля ферромагнетик сохраняет магнитные свойства;

- *коэрцитивная сила* H_c — напряженность внешнего магнитного поля, имеющая знак, обратный полю, приложенному первоначально, которая необходима для полного размагничивания. Это отрезок EO на кривой гистерезиса;

- *магнитная проницаемость* μ характеризует способность материала к намагничиванию и зависит от напряженности магнитного поля.

Магнитные характеристики материалов устанавливают специальными методами — баллистическим, магнитометрическим и др.

Различные сочетания магнитных свойств материалов определяют их применение (см. подразд. 8.3). В электротехнике, приборостроении и других отраслях требуются немагнитные (парамагнитные) материалы. К таким относятся цветные металлы (медь, алюминий и сплавы на их основе), а также аустенитные стали (см. подразд. 8.1).

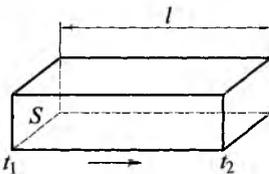
Тепловые свойства. *Теплопроводность материала* характеризует его способность передавать тепловую энергию от одной части к другой, если между ними возникает разница температур.

Выделим в твердом теле (рис. 3.22) две параллельные плоскости на расстоянии l и возьмем два равных сечения с площадью S . Пусть одно из сечений имеет температуру t_1 , а другое — t_2 , если $t_1 > t_2$, то поток теплоты перемещается по направлению стрелки. Количество переданной теплоты Q будет прямо пропорционально разности температур $(t_1 - t_2)$, сечению S и времени τ и обратно пропорционально длине l .

Таким образом, $Q = \lambda S(t_1 - t_2)/l$, где λ — удельная теплопроводность, зависящая от природы материала, она определяет количество теплоты, которое проходит через тело сечением 1 см^2 , длиной 1 см за 1 с . Удельная теплопроводность λ измеряется в $\text{кал}/(\text{с} \cdot \text{см} \cdot ^\circ\text{C})$ или $\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$ ($1 \text{ кал}/(\text{с} \cdot \text{см} \cdot ^\circ\text{C}) = 0,0024 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$).

Величина теплопроводности в конкретных условиях λ_t зависит от температуры:

$$\lambda_t = \lambda_0(1 + \alpha T),$$



где λ_0 — удельная теплопроводность при 0°C ; α — коэффициент температуропроводности; T — температура.

Для определения теплопроводности испытуемый материал помещают одним концом в нагревательное устройство, обеспечивающее постоянную температуру, а вторым — в водяной калорифер, служащий холодильником. По нагреву воды судят о количестве теплоты Q , прошедшей за вре-

Рис. 3.22. Определение теплопроводности образца при разнице температур $t_1 - t_2$

мя τ . Измеряя разность температур ($t_1 - t_2$) в двух точках, расстояние между ними l и площадь сечения, определяют величину λ .

Металлический тип связи определяет высокую теплопроводность металлов. У неметаллических материалов с ионной или ковалентной связью теплопроводность на один-два порядка ниже.

Большая разница в теплопроводности материалов находит применение в технике и быту. Теплоизолирующими свойствами обладают неметаллические материалы, в случае необходимости отвода теплоты используют металлы, так как они обладают высокой теплопроводностью.

Термоэлектрические свойства. Первый *термоэлектрический эффект* (*эффект Зеебека*) заключается в следующем: если два проводника из различных металлов соединить концами и места контакта (спаи) нагреть до различных температур, то в контуре возникнет электродвижущая сила термоЭДС и пойдет термоэлектрический ток.

Величина термоЭДС (E) зависит от разности температур холодного и горячего спаев и природы материалов:

$$E = aT + bT^2 + cT^3,$$

где T — температура; a, b, c — коэффициенты, зависящие от свойств материалов.

Этот эффект используется для определения температур с помощью *термопар*. Термопара представляет собой спай двух разнородных проводников, для которых экспериментально установлена зависимость величины термоЭДС от разности температур холодного и горячего спаев (термопара проградуирована). При измерении температуры один из спаев термопары помещается в место, где необходимо измерить температуру. Замеряя термоЭДС и сравнивая полученные значения с проградуированной характеристикой термопары, определяют температуру.

Термическое расширение. При нагреве материалов наблюдается тепловое расширение. Его величину оценивают с помощью температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) α . Это безразмерная величина, равная относительному изменению длины. Температурный коэффициент теплового расширения определяют *методом дилатометрического анализа*. Изменения длины Δl в зависимо-

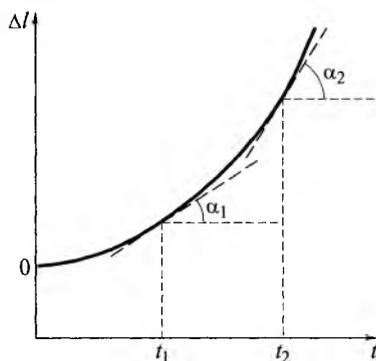


Рис. 3.23. Расширение металла в зависимости от температуры

сти от температуры t регистрируют механическими, оптически, электрическими дилатографами.

Зависимость расширения металлов от температуры носит криволинейный характер (рис. 3.23). Из приведенной зависимости видно, что величина коэффициента α возрастает при повышении температуры.

3.4. Химические свойства металлов

Здесь мы рассмотрим только одно из важнейших химических свойств металлов, имеющее большое практическое значение, — это *стойкость против коррозии*, которую определяют, используя ряд методов: при полном или многократно повторяемом погружении образца в жидкость, в парах, в кипящем соляном растворе и т.д., другими словами, в зависимости от условий эксплуатации материала.

Результаты оценивают количественно по *скорости коррозии*, характеризующейся потерей массы материала. В зависимости от этой характеристики материалы подразделяются на *сильнстойкие* (скорость 0,1 мм/год), *стойкие* (0,1 ... 1,0 мм/год), *пониженнстойкие* (1,1 ... 3,0 мм/год), *малостойкие* (3,1 ... 10,0 мм/год) и *нестойкие* (свыше 10,1 мм/год). По скорости коррозии определяют величину проникновения коррозии Π , 10^{-3} мм/год.

Существует несколько методов испытаний на склонность к *межкристаллитной коррозии* (см. подразд. 8.1). Приведем один из них. Образцы выдерживают в течение 24 ч в кипящем растворе сернистой меди и серной кислоты. После этого их изгибают под углом 90° на специальной оправке, толщина которой зависит от толщины образца. Если при этом трещин не образуется, то сталь обладает стойкостью к межкристаллитной коррозии, наличие трещин, напротив, свидетельствует о склонности к межкристаллитной коррозии.

3.5. Технологические свойства металлов и сплавов

Технологические свойства характеризуют поведение материалов в процессе изготовления деталей. Под технологичностью следует понимать легкость проведения технологических операций. Это означает, что уровень технологических свойств определяет возможность применения той или иной технологии. Низкая технологичность материала может являться причиной брака или вызывает снижение производительности обработки.

Основные технологические процессы, применяемые при изготовлении деталей: литье, обработка давлением, обработка резанием, сварка.

Технологичность в процессе литья оценивается жидкотекучестью материала и усадкой.

Жидкотекучесть характеризует способность материала заполнять литейную форму. Представим себе трубку, в которую заливают жидкий металл. По мере прохождения по этой трубке металл остывает, и его перемещение прекращается, когда он затвердевает. Таким образом, жидкотекучесть лучше у того металла, который имеет более низкие температуры кристаллизации (плавления).

Анализ диаграмм состояния показывает, что наименьшую температуру затвердевания имеют сплавы эвтектического состава.

Так, система Al—Si представляет собой сплав, содержащий 11,7 % Si (рис. 3.24). Сплавы с близким содержанием кремния — это литейные сплавы, называемые *силуминами*.

Именно наличие эвтектики в структуре чугунов определяет их высокие литейные качества в отличие от сталей, в структуре которых эвтектики нет. Стали и чугуны — это сплавы железа и углерода (см. гл. 4).

При производстве фасонного литья, т.е. изделий сложной формы, материал должен обладать малой усадкой: его объем должен мало изменяться (уменьшаться) при затвердевании. В чугунах это достигается за счет наличия в структуре свободного углерода — графита. Поскольку его плотность значительно

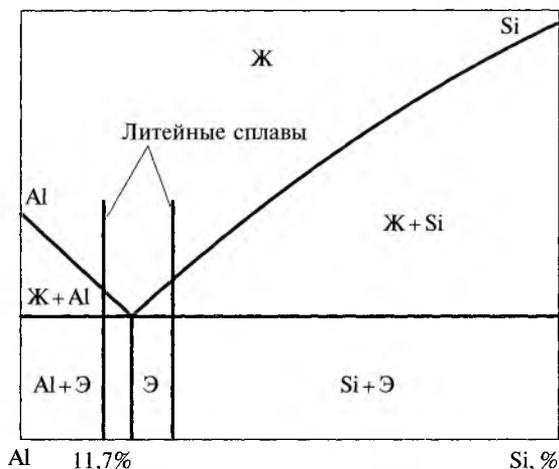


Рис. 3.24. Диаграмма состояния системы Al—Si

но меньше плотности железа, он имеет больший удельный объем, что и определяет меньшую усадку. Малой усадкой обладают также бронзы, так как для бронзового литья характерна большая пористость. Коэффициент усадки бронз менее 1 %, чугуна — около 1,5 %, тогда как для сталей он превосходит 2 %.

Обработываемость давлением (прокат, ковка и др.) зависит от пластичности металла. Напомним, что только для металлов возможна обработка давлением. Это связано с тем, что пластичность определяется металлическим, гибким и ненаправленным типом связи.

Высокая пластичность присуща однофазным сплавам; появление второй фазы, особенно если она обладает высокой твердостью или малой пластичностью, резко снижает пластичность металла.

Так, в системе Al—Cu (рис. 3.25) деформируемыми являются сплавы с содержанием меди до 5,7 %, т. е. не содержащие эвтектики. Некоторые из этих сплавов являются однофазными (зона I) вплоть до начала плавления, другие (зона II) становятся однофазными при нагреве.

В сплавах системы Cu—Zn (рис. 3.26) высокая пластичность наблюдается при содержании цинка не более 38...39 %, т. е. в однофазных сплавах, а затем она резко снижается.

Остановимся особо на обработываемости давлением сталей — основного конструкционного металла. Чугуны из-за высокой хрупкости и весьма малой пластичности не могут быть обработаны методами пластической деформации. Пластичность стали тем

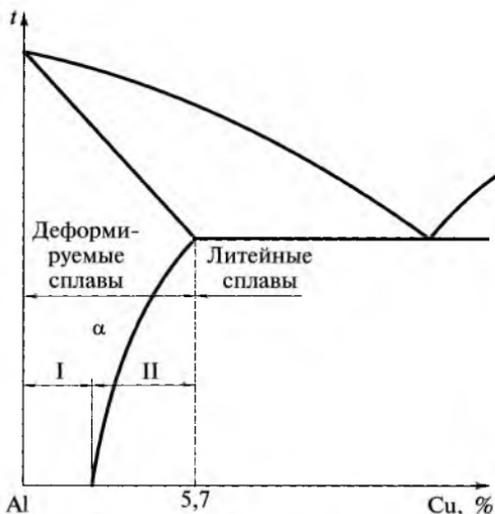


Рис. 3.25. Фрагмент состояния системы Al—Cu

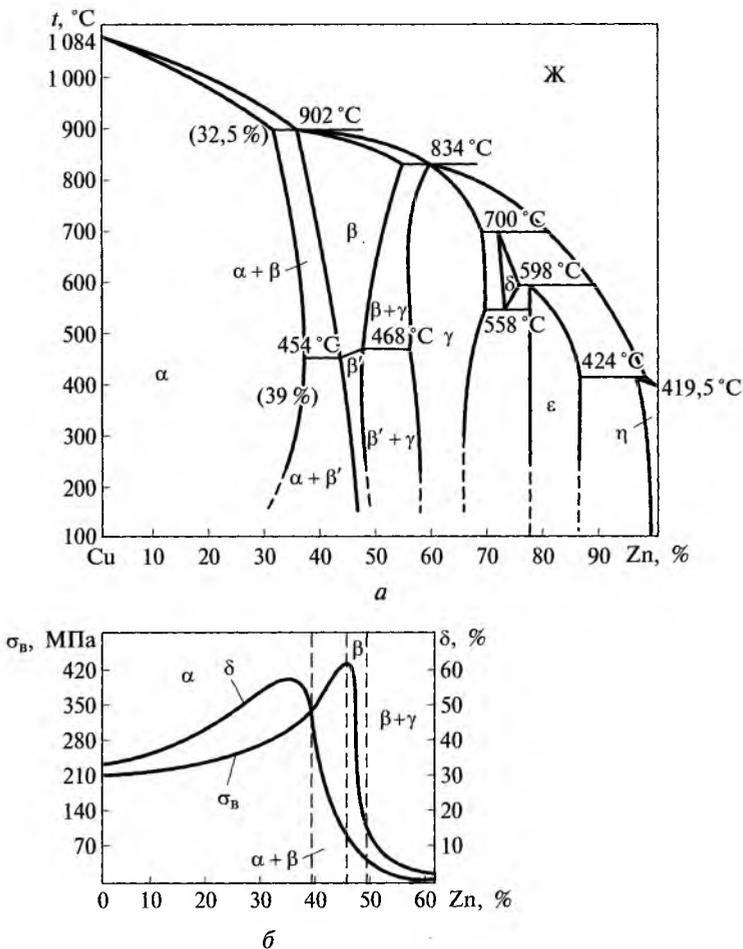


Рис. 3.26. Диаграмма состояния системы Cu—Zn (а) и влияние содержания цинка на свойства латуни (б)

выше, чем меньше в ней содержание углерода и вредных примесей: серы и фосфора.

Повышенное содержание серы вызывает в стали *красноломкость* — разрушение при горячей пластической деформации. Это связано с тем, что сульфиды образуют в системе FeS—Fe легкоплавкую эвтектику, следовательно, при нагреве под ковку в структуре образуется жидкость, что вызывает разрушение в процессе деформации. При малом содержании серы (менее 0,03%) красноломкости не наблюдается, так как сера растворяется в железе, образуя твердый раствор, а не сульфид.

В промышленности при изготовлении деталей из стали широкое распространение получила технология холодной пластической деформации. Это операции листовой (вытяжка, гибка) и объемной (высадка) штамповки.

Для особо сложной штамповки с большими степенями деформации содержание углерода в сталях не должно превышать 0,08 %. При содержании углерода 0,2...0,3 % можно производить гибку деталей и незначительную вытяжку, а при содержании 0,3...0,4 % только гибку с большим радиусом.

Для оценки возможности проведения операций с определенной степенью деформации применяют различные технологические испытания (пробы), имитирующие процесс холодной пластической деформации. В зависимости от сортамента металла используют следующие технологические пробы: на загиб, на перегиб, на скручивание, на вытяжку сферической лунки.

Испытания на загиб производят в специальном приспособлении и применяют для листового, полосового и фасонного материалов. Металл при этом может быть в холодном и нагретом состояниях. Цель — определение способности металла принимать заданный по форме и размерам загиб.

Толщина образца должна быть равна толщине материала, ширина — двойной толщине, но не менее 10 мм. Различают три вида загиба: загиб до определенного угла (рис. 3.27, а); загиб вокруг оправки до параллельности сторон (рис. 3.27, б), при этом толщина оправки регламентируется техническими условиями в зависимости от требований к пластичности; загиб вплотную до соприкосновения сторон образца («дублирование») (рис. 3.27, в).

Отсутствие в образце трещин, надрывов, расслоений или излома является свидетельством того, что металл выдержал испытания.

Испытания на перегиб служат для определения способности металла выдерживать повторный загиб и разгиб. Испытанию подвергают полосовой и листовой металл толщиной не более 5 мм и проволоку (прутки) диаметром 0,8...7 мм. Образец, зажатый од-

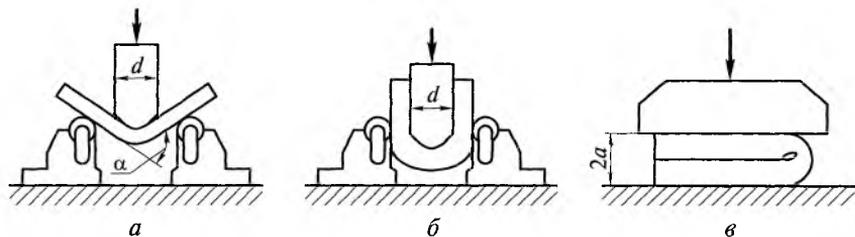


Рис. 3.27. Схема испытания металла на загиб:

а — загиб до определенного угла α ; б — загиб вокруг оправки до параллельности сторон; в — загиб вплотную до соприкосновения сторон; d — диаметр оправки; a — толщина образца

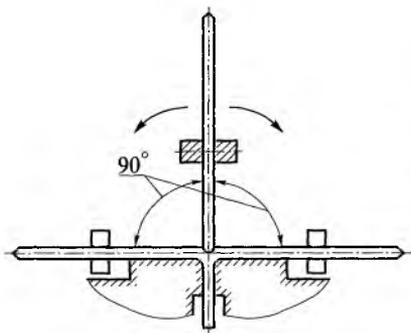


Рис. 3.28. Схема испытаний на перегиб

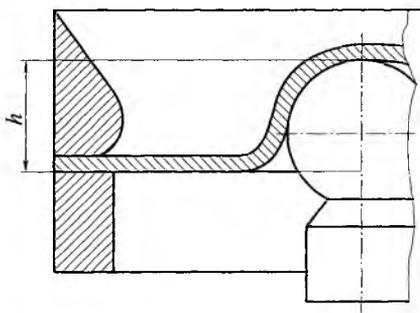


Рис. 3.29. Схема испытаний на вытяжку сферической лунки

ним концом, подвергают попеременному загибу влево и вправо (рис. 3.28). За один перегиб считается загиб и разгиб на 90° . Испытания ведут до разрушения. Число перегибов до разрушения задается исходя из технических требований.

Испытание на скручивание проводят для проволоки диаметром до 10 мм. Создают определенное натяжение проволоки (2% от разрывного усилия), скручивание проводят с равномерной скоростью до разрушения. Показателем пластичности является количество скручиваний (полных оборотов на 360°).

Испытания на вытяжку сферической лунки (метод Эриксона) проводят на листе и ленте толщиной 0,1...2,0 мм для выяснения способности материала к холодной штамповке. Испытание заключается в вытяжке сферической лунки в образце, зажатом по контуру между матрицей и прижимным кольцом, путем вдавливания пуансона соответствующей формы (рис. 3.29). Испытание прекращается при появлении мелких трещин на стороне, противоположной вдавливанию, которые обнаруживают с помощью зеркала. Мерой способности металла к вытяжке является глубина h вытянутой лунки. Так, для сталей марок 05кп, 08кп, 08пс и 10кп при толщине листа 0,5 мм глубина вытяжки должна быть не менее: 9,0 мм для стали весьма глубокой вытяжки (ВГ); 8,4 мм для стали глубокой вытяжки (Г); 8,0 мм для стали нормальной вытяжки (Н).

Испытания на осадку характеризуют способность стали принимать холодную высадку, их проводят на образце, высота которого равна его удвоенному диаметру, а торцевые плоскости перпендикулярны оси. Испытания состоят в осаждении в холодном состоянии до определенной высоты, задаваемой техническими условиями (до 1/2 или 1/4 длины образца). На торцах и боковых поверхностях осаженого образца не должно быть трещин и надрывов.

Обрабатываемость резанием — это комплексная характеристика материала, которая оценивается рядом показателей: производительностью обработки, качеством обработанной поверхности, видом стружки. В зависимости от конкретных условий решающим может оказаться любой из критериев. Например, в условиях автоматизированного производства важнейшим является вопрос *стружкообразования* — стружка должна легко удаляться из зоны резания, т.е. быть элементной, а не сливной.

Наиболее распространенной является оценка обрабатываемости материала *по производительности*. Критерием является скорость резания, при которой достигается заранее заданная стойкость инструмента. Используют критерий v_{60} — это скорость резания, при которой достигается 60-минутная стойкость режущего инструмента до регламентируемого износа, м/мин. Критерий v_{60} является абсолютным показателем обрабатываемости. Используют также относительный показатель K_v :

$$K_v = v_{60i}/v_{60эт},$$

где v_{60i} и $v_{60эт}$ — обрабатываемость исследуемой и эталонной стали. За эталон часто принимается сталь 45 твердостью 160...180 НВ.

Шероховатость обработанной поверхности определяют на специальных приборах: профилометрах и профилографах. Шероховатость зависит главным образом от твердости материала — более высокая твердость обеспечивает меньшую шероховатость, т.е. лучшее качество поверхности.

Лучшей обрабатываемостью *по виду стружки* обладают материалы с элементной, сыпучей, а не сплошной сливной стружкой. Сыпучая стружка образуется, если в структуре присутствует фаза, обладающая малой прочностью (например, графит в чугуне). Такая стружка легко удаляется из зоны резания, что особенно важно в условиях массового автоматизированного производства.

Свариваемость металлов включает в себя физическую и технологическую свариваемость.

Физическая свариваемость — это свойство металла образовывать монолитное соединение. Такой свариваемостью обладают практически все технические сплавы и чистые металлы, а также ряд неметаллов.

По *технологической свариваемости* оценивают поведение металла в процессе сварки, она характеризуется склонностью металла к окислению при сварочном нагреве, а также склонностью к образованию горячих и холодных трещин.

Склонность к окислению определяется химическими свойствами металла. Чем выше химическая активность металла, тем больше его склонность к окислению; следовательно, необходима более тщательная защита при сварке. К наиболее активным металлам относятся титан, цирконий, ниобий, тантал, вольфрам, мо-

либден. Высокой химической активностью отличаются также цветные металлы: алюминий, магний, медь, никель, сплавы на их основе. Сварка должна выполняться в вакууме, среде инертных газов или с использованием специальных покрытий или флюсов (см. гл. 11). При сварке этих металлов необходимо защищать не только расплавленный металл, но и остывающий шов, а также прилегающий к сварочной ванне основной металл, нагретый до высоких температур.

Склонность к образованию горячих трещин — возникновение трещин в процессе кристаллизации, т.е. во время существования твердой и жидкой фаз, а также при высоких температурах в твердом состоянии. При высоких температурах прочность материала понижена, поэтому он может разрушаться вследствие воздействия напряжений, возникающих при усадке шва и уменьшении объема металла при охлаждении. Горячие трещины могут возникать как в самом шве, так и в околошовной зоне.

Для оценки материала на склонность к образованию горячих трещин выполняют два основных вида испытаний: сварку технологических пробы и машинные способы испытаний. В первом случае сваривают образец заданной жесткости, для чего используют тавровые и кольцевые пробы (рис. 3.30). При проведении этих испытаний сначала сваривается шов 1, а затем шов 2, при этом в шве 2 не должны образовываться трещины. Во время ис-

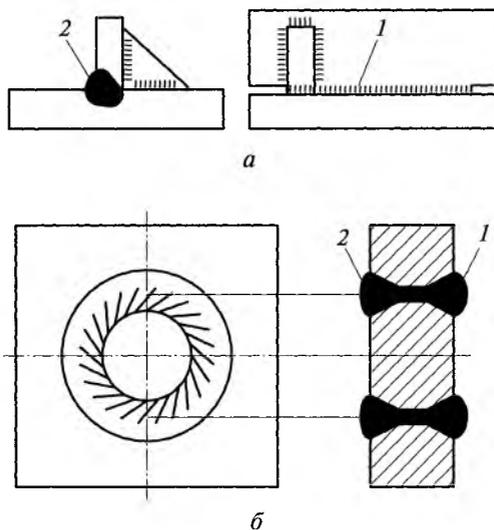


Рис. 3.30. Технологические пробы для определения склонности к образованию горячих трещин таврового (а) и кольцевого (б) образцов:

1—2 — порядок сварки швов

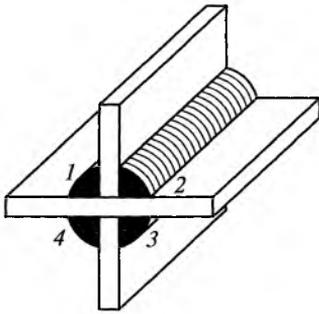


Рис. 3.31. Крестовая технологическая проба для определения склонности к образованию холодных трещин: 1—4 — порядок наложения швов

пытаний машинным методом растягивают или изгибают образец в процессе сварки. Склонность к горячим трещинам характеризуется величиной деформации, вызывающей появление трещин.

Склонность к образованию холодных трещин — возникновение трещин вследствие заковки нагретого металла при быстром охлаждении, когда металл теряет пластичность, или под действием остаточных напряжений в сварных соединениях. В целях предотвращения холодных трещин осуществляют подогрев зоны металла, прилегающей к сварному шву, с целью снижения скорости охлаждения.

Для испытаний используют технологические пробы (рис. 3.31). В крестовой пробе цифрами указана последовательность наложения швов. В наиболее жестких условиях находится шов 4, где возможно образование трещин.

Рассмотрим свариваемость сталей — наиболее распространенного материала для производства сварных конструкций. Основная опасность — это образование холодных трещин из-за склонности к получению закаленной структуры. Чем больше в стали углерода, тем выше эта опасность. Аналогично влияние легирующих элементов. Их суммарное влияние на свариваемость C_3 оценивается следующей формулой:

$$C_3 = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15.$$

К первой группе относятся стали, у которых $C_3 \leq 0,25\%$, они хорошо свариваются без образования трещин. При $C_3 = 0,25 \dots 0,35\%$ стали свариваются удовлетворительно, мало склонны к образованию трещин, но в ряде случаев требуется подогрев. При $C_3 = 0,36 \dots 0,45\%$ свариваемость сталей ограниченная, они склонны к трещинообразованию, их можно сваривать лишь при определенных режимах, требуется подогрев.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие задачи решает макроанализ?
2. Какие задачи решает микроанализ?
3. Какие методы определения твердости материалов используют в промышленности?
4. Почему определение твердости получило наибольшее распространение в промышленности?

5. Какие характеристики металлов определяют в испытаниях на растяжение?

6. Что такое ударная вязкость и каким способом ее определяют?

7. Как определяют удельное электрическое сопротивление?

8. Что такое термоЭДС? Как используют эффект возникновения термоЭДС?

9. Как определяют склонность к коррозии?

СПЛАВЫ ЖЕЛЕЗА С УГЛЕРОДОМ

4.1. Диаграмма состояния системы железо — цементит

Общие сведения. Железо — мягкий металл серебристо-белого цвета. Чистое железо содержит 99,99 % Fe, технические сорта железа — 99,80... 99,91 % Fe. Температура плавления железа 1539 °С. До температуры 768 °С — точки Кюри (A_2) — железо обладает магнитными свойствами, а при этой температуре их теряет. Железо имеет две аллотропические модификации: Fe_α с ОЦК решеткой и Fe_γ с ГЦК решеткой (рис. 4.1). α -железо существует при температурах ниже 911 °С и выше 1401 °С. В интервале температур 911... 1401 °С существует γ -железо. Чистое железо не имеет широкого промышленного применения. В технике применяют сплавы железа с углеродом, структура которых описывается диаграммой состояния железо—углерод.

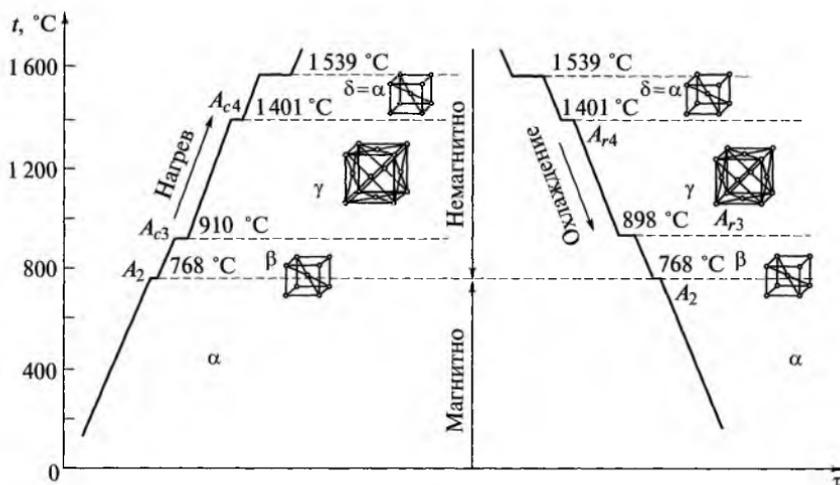


Рис. 4.1. Критические точки железа:

A_{c3} , A_{r3} — полиморфное превращение феррита в аустенит при нагреве и охлаждении соответственно; A_{c4} , A_{r4} — переход аустенита в δ -феррит при нагреве и охлаждении соответственно

При содержании углерода 6,67 % образуется химическое соединение со стехиометрической формулой Fe_3C . Это карбид железа, получивший название *цементит*, он обладает высокой твердостью до 850 НВ. Как уже было описано в гл. 2, диаграммы состояния с компонентами, образующими химическое соединение, часто рассматриваются в пределах системы компонент — химическое соединение, где химическое соединение играет роль компонента (см. рис. 2.26). Именно до момента получения химического соединения — цементита — и построена диаграмма (рис. 4.2), поэтому ее часто называют *диаграмма состояния системы железо — цементит* ($Fe - Fe_3C$). Рассмотрение диаграммы в таких пределах оправдано тем, что в промышленности нашли широкое применение сплавы с содержанием углерода, не превышающим указанное значение. Эта диаграмма имеет исключительно важное значение для теории и практики термической обработки. Напомним, что она описывает структуру сплавов, находящихся в равновесном состоянии, т.е. полученную только в результате медленного охлаждения или нагрева.

Диаграмма состояния системы $Fe - Fe_3C$. Компонентами системы (см. рис. 4.2) являются:

- *железо*; температура плавления 1539 °С (точка *A* диаграммы), температура полиморфного превращения 911 °С (точка *G*);
- *цементит*; температура плавления 1560 °С (точка *D* диаграммы).

Помимо химического соединения цементита (*Ц*) железо образует с углеродом твердые растворы и смеси (см. гл. 2), которые являются *фазовыми* и *структурными составляющими*.

Твердые растворы. *Феррит* (*Ф*) — твердый раствор углерода в α -железе, обозначается $Fe_\alpha(C)$. Растворимость углерода в феррите весьма низкая — около 0,006 % при 20 °С (точка *Q* диаграммы), она возрастает при повышении температуры и достигает максимального значения 0,02 % при 727 °С (точка *P* диаграммы). Кристаллическая решетка феррита — ОЦК. Феррит — твердый раствор внедрения: атомы углерода располагаются в междоузлиях решетки α -железа. Феррит магнитен и весьма пластичен. Твердость феррита 80... 100 НВ.

Аустенит (*A*) — твердый раствор углерода в γ -железе, обозначается $Fe_\gamma(C)$. Аустенит существует только при высоких температурах — 727 °С и выше. Растворимость углерода в аустените высокая — 0,8 % при минимальной температуре его существования 727 °С (точка *S* диаграммы). Она возрастает при повышении температуры (так же, как в феррите) и достигает максимального значения 2,14 % при температуре 1147 °С (точка *E* диаграммы). Кристаллическая решетка аустенита — ГЦК. Аустенит — твердый раствор внедрения. Аустенит немагнитен, его удельный объем меньше, чем у феррита, вследствие более высокой атомной плотности (см. гл. 2). Твердость аустенита около 200 НВ.

Цементит, феррит и аустенит являются *однофазными* структурными составляющими.

Смеси. При температуре 1147°C в сплавах с содержанием углерода $2,14\%$ и более из жидкого состояния образуется *эвтектика* (см. гл. 2). Эвтектическое превращение происходит при постоянной температуре. Напомним, при эвтектическом превращении одновременно существуют три фазы: жидкая и две твердые, т. е. число степеней свободы $C = 0$.

Эвтектика в системе $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ называется *ледебуритом* (Л), который представляет собой смесь аустенита и цементита. Ледебурит образуется при кристаллизации жидкости постоянного состава ($4,3\% \text{C}$). Эвтектическое превращение с образованием ледебурита можно записать формулой $\text{Ж}_{4,3} \rightarrow \text{Л}[\text{A}_{2,14} + \text{Ц}_{6,67}]$. Цифры означают содержание углерода в соответствующих фазах в момент превращения: его содержание в аустените, равное $2,14\%$, соответствует точке *E* диаграммы; содержание углерода в цементите $6,67\%$ — точке *F*. Конода при температуре 1147°C совпадает с линией диаграммы *ECF*. Ледебурит имеет высокую твердость (550HV), очень хрупок.

При температуре 727°C в сплавах с содержанием углерода $0,02\%$ и более аустенит превращается в смесь феррита и цементита, причем эти фазы выделяются одновременно. Таким образом, в превращении одновременно участвуют три фазы, т. е. оно происходит при постоянной температуре. Такое превращение из твердого раствора получило название *эвтектоидного* в отличие от эвтектического, где исходная фаза — жидкость. Полученная смесь в общем случае называется *эвтектоид*.

В системе $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ эвтектоид называется *перлитом* (П). Процесс превращения аустенита в перлит можно записать формулой: $\text{A}_{0,8} \rightarrow \text{П}[\text{Ф}_{0,02} + \text{Ц}_{6,67}]$. Содержание углерода в феррите соответствует точке *P*, в цементите — точке *K* диаграммы.

Рассмотрим те превращения в системе $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$, которые определяют структуры сплавов после окончательного охлаждения, т. е. при комнатной температуре.

Превращения, происходящие на горизонтальных линиях *ECF* и *PSK*, рассмотрены ранее — это эвтектическое и эвтектоидное превращения. Таким образом, в структуре сплавов, содержащих более $2,14\% \text{C}$ (лежащих правее точки *E*), будет присутствовать ледебурит; сплавов, содержащих более $0,02\% \text{C}$ (лежащих правее точки *P*), — перлит.

Важное значение имеют наклонные линии диаграммы: *DC*, *ES*, *PQ*. Все они показывают предельную растворимость углерода соответственно в жидкости, аустените и феррите.

Это означает, что во время охлаждения сплавов с содержанием углерода более $4,3\%$ при достижении температуры, соответствующей линии *DC*, будет выделяться цементит вследствие уменьшения

растворимости углерода в жидкой фазе. Этот цементит называется *первичным* (Ц_I). Кристаллы первичного цементита крупные, они выделяются из жидкости, которая не препятствует их росту.

При охлаждении сплавов, лежащих правее линии ES , вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените с понижением температуры из него будет выделяться цементит, называемый *вторичным* (Ц_{II}). По аналогии цементит, выделяющийся из феррита (линия PQ), называется *третичным* (Ц_{III}).

4.2. Структура сплавов системы железо — цементит

По структурному признаку сплавы делятся следующим образом.

Технически чистое железо. Это сплавы, содержащие менее 0,02 % С, в их структуре отсутствует перлит. При этом сплавы, содержащие менее 0,006 % углерода (точка Q), являются однофазными и имеют структуру чистого феррита (см. рис. 4.2). Однако металл такой чистоты получить весьма сложно. В практике используют сплавы с содержанием углерода от 0,01 ... 0,02 %, структура которых состоит из феррита и третичного цементита — это *технически чистое железо* (рис. 4.3).

Стали. Это сплавы, содержащие 0,02 ... 2,14 % С. В их структуре имеется перлит, но отсутствует ледебурит. Стали с содержанием углерода менее 0,8 % называются *доэвтектоидными*, 0,8 % — *эвтектоидной*, более 0,8 % — *заэвтектоидными*. Их структура соответственно феррит + перлит, перлит, перлит + цементит вторичный (рис. 4.4).

Чугуны. Эти сплавы содержат более 2,14 % С. Они структурно отличаются от сталей наличием *эвтектики* — ледебурита. Чугуны, которые содержат менее 4,3 % С, являются *доэвтектическими*; 4,3 % С — *эвтектическими*, свыше 4,3 % С — *заэвтектическими*.

Структура чугунов в интервале температур 727 ... 1147 °С:

- доэвтектические — аустенит + ледебурит + вторичный цементит. Последний выделяется вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените, что соответствует линии ES диаграммы (см. рис. 4.2);
- эвтектические — ледебурит;
- заэвтектические — цементит (первичный) + ледебурит.

При температуре 727 °С (линия PSK) аустенит, обедненный углеродом до 0,8 % (точка S), превращается в перлит. Это превращение претерпевает аустенит как структурно свободный (присутствующий в доэвтектических чугунах), так и входящий в

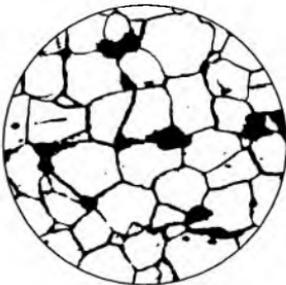


Рис. 4.3. Микроструктура технического чистого железа

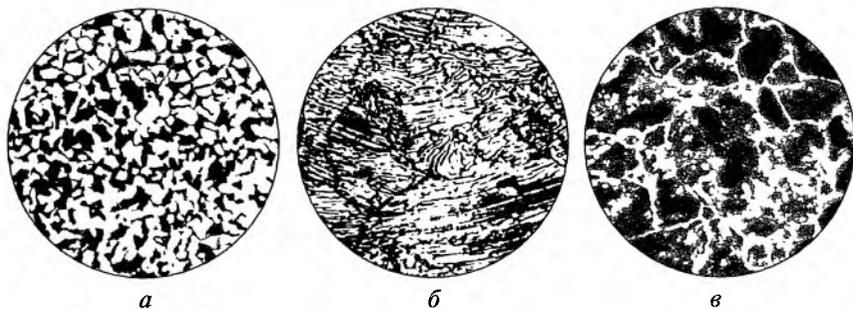


Рис. 4.4. Микроструктура сталей:

a — доэвтектоидная сталь (феррит + перлит); *б* — эвтектоидная сталь (перлит); *в* — заэвтектоидная сталь (перлит + вторичный цементит); светлая составляющая — феррит; темная составляющая — перлит

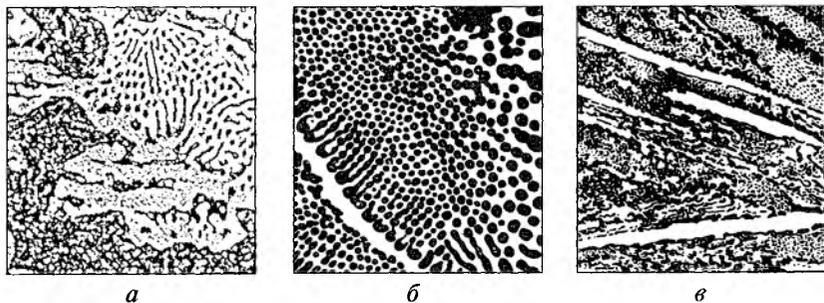


Рис. 4.5. Микроструктура белых чугунов:

a — доэвтектический чугун (перлит + ледебурит + вторичный цементит); *б* — эвтектический чугун (ледебурит); *в* — заэвтектический чугун (ледебурит + первичный цементит)

состав ледебурита. Поэтому ледебурит при температуре выше 727°C , состоящий из смеси аустенита и цементита, называется *аустенитовым* (Л_A), ниже этой температуры он состоит из перлита и цементита и называется *перлитовым* ($\text{Л}_П$). Структура чугунов приведена на рис. 4.5.

Углерод в чугунах может находиться не только в связанном виде — в цементите, но и в свободном состоянии в виде графита (см. гл. 7).

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Чем отличаются Fe_α и Fe_γ ?
2. Какие группы сплавов можно выделить в системе железо — углерод?
3. Назовите структурные отличия сплавов типа технически чистое железо, сталь, чугун. Укажите содержание углерода в этих сплавах.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

5.1. Понятие о термической обработке

5.1.1. Принципы термической обработки

Цель термической обработки — получение в заготовке или детали необходимого комплекса свойств (механических, физических, химических) за счет образования необходимой структуры металла. Таким образом, по своей цели — изменение свойства материала, а не размеров и формы заготовки — термическая обработка отличается от других технологий (литье, сварка, обработка давлением и резанием).

Термическая обработка как сталей, так и чугунов базируется:

- на полиморфном ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-превращении;
- различной растворимости углерода в аустените и феррите;
- управлении диффузионными процессами с целью получения структур, обладающих разными свойствами.

Термическая обработка может быть разупрочняющей, упрочняющей, стабилизирующей, а также иметь специальное назначение (см. гл. 7).

Разупрочняющую обработку проводят для придания заготовке необходимых технологических свойств (например, обрабатываемость резанием выше при низких твердости и прочности материала); *упрочняющую* — для получения необходимых эксплуатационных свойств детали; *стабилизирующую* — для стабилизации структуры и, таким образом, формы и размеров деталей.

Основные операции, которым подвергают детали и заготовки из сталей и чугунов, — это отжиг, закалка и отпуск.

Термическая обработка состоит из нагрева до определенной температуры, изотермической выдержки при этой температуре и охлаждения с определенной скоростью.

Поскольку природа превращений сплавов системы Fe — Fe₃C — сталей и чугунов — при нагреве и охлаждении одинакова, эти превращения рассматриваются на примере сталей.

5.1.2. Превращения в сталях при нагреве

Превращения, т.е. изменение структуры (фазового состава), происходят при нагреве сплавов до *критических точек* — темпе-

ратур фазовых превращений. Именно эти температуры определяют режимы нагрева сталей и чугунов при термической обработке.

В соответствии с диаграммой состояния Fe — Fe₃C (см. рис. 4.2) выделим следующие критические точки:

- A_1 — геометрическое место точек на линии PSK , т.е. для всех сплавов эта температура одинакова — 727 °С. При нагреве до этой температуры происходит *превращение перлита в аустенит*;

- A_3 — геометрическое место точек на линии GS , при нагреве до этой температуры заканчивается *полиморфное превращение феррита в аустенит*. Для разных сплавов (сталей) эта температура неодинакова, она понижается по мере повышения содержания углерода;

- A_m — геометрическое место точек на линии SE , при нагреве до этой температуры заканчивается *растворение цементита в аустените* (при нагреве растворимость углерода в аустените повышается). Для разных сплавов (сталей) эта температура неодинакова, она повышается по мере увеличения содержания углерода.

Температуры превращений (критические точки) на практике несколько отличаются от равновесных температур, приведенных на диаграмме: при нагреве они несколько выше, при охлаждении — ниже. Чтобы отличить критические точки при охлаждении и нагреве, их дополнительно обозначают индексами: c при нагреве (A_{c1} , A_{c3} , A_{cm}) и r при охлаждении (A_{r1} , A_{r3} , A_{rm}).

Рассмотрим *стальной угол диаграммы* Fe — Fe₃C (рис. 5.1). Превращение перлита в аустенит ($\Pi[\Phi + \Psi] \rightarrow A$) при весьма мед-

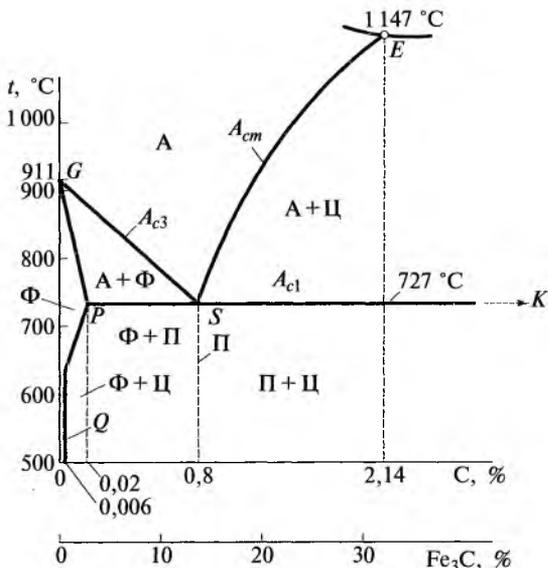


Рис. 5.1. Стальной угол диаграммы состояния сплава железо — цементит

ленном нагреве может завершиться при температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$, т. е. в полном соответствии с диаграммой $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$. Этот процесс протекает в результате образования зародышей кристаллов аустенита из феррита путем изменения кристаллической решетки, или перекристаллизации (исходная ОЦК решетка феррита, конечная ГЦК решетка аустенита), их последующего роста и растворения цементита в аустените. Это превращение носит диффузионный характер и сопровождается перемещением атом углерода.

Зародыши аустенита возникают на границах раздела кристаллов феррита и цементита (рис. 5.2). С увеличением степени перегрева относительно точки A_{c1} превращение перлита в аустенит ускоряется (рис. 5.3). Так, повышение температуры с 740 до $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к увеличению скорости возникновения зародышей аустенита примерно в 280 раз и скорости их роста примерно в 80 раз.

Окончание процесса превращения характеризуется образованием аустенита и исчезновением перлита. Вновь образовавшийся аустенит неоднороден даже в объеме одного зерна. В тех местах, где раньше были пластинки цементита, содержание углерода значительно больше, чем в тех местах, где были пластинки феррита.

Для получения однородного (гомогенного) аустенита необходимо нагреть сталь выше A_{c1} и дать выдержку для завершения диффузионных процессов. Скорость превращения перлита в аустенит зависит не только от температуры нагрева, но также от дисперсности цементита и его формы. Чем мельче частицы цементита, тем быстрее протекает превращение перлита в аустенит.

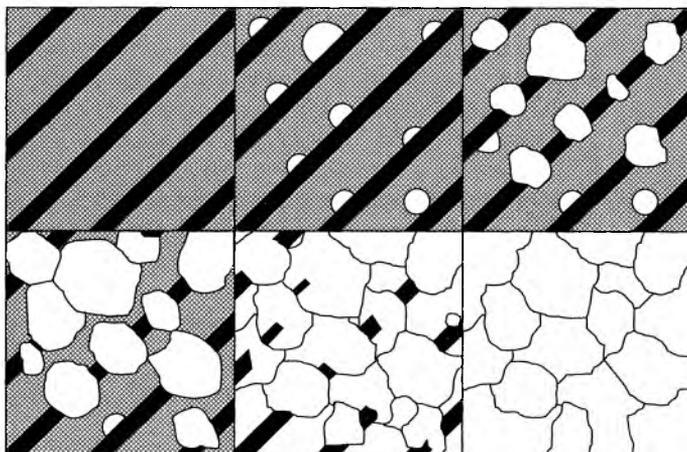


Рис. 5.2. Схема превращения перлита в аустенит при нагреве

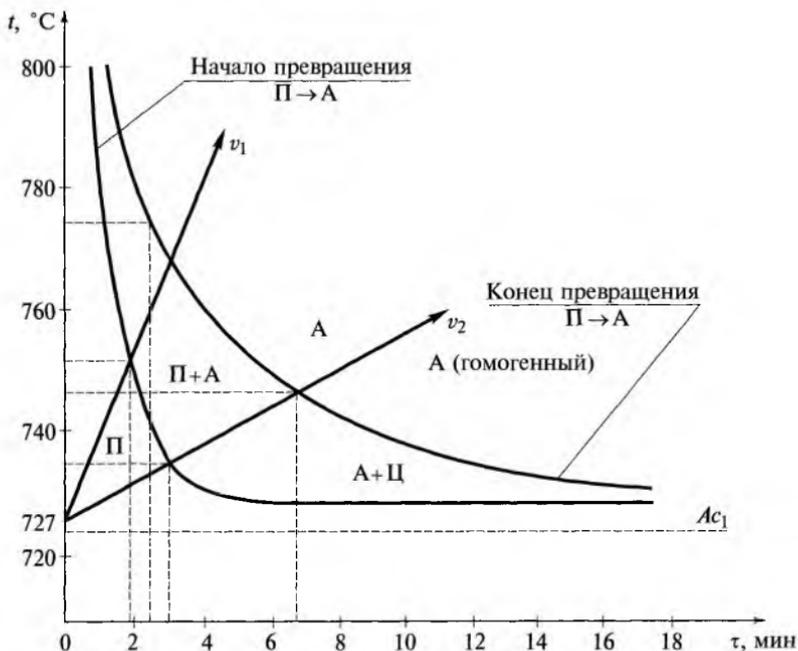


Рис. 5.3. Влияние температуры нагрева на скорость превращения перлита в аустенит:

t — температура; τ — время; А — аустенит; П — перлит; Ц — цементит; v_1 и v_2 — скорости нагрева; A_{c1} — критическая точка (точка Кюри)

При нагреве доэвтектоидных сталей ($C < 0,8\%$) с исходной структурой, состоящей из феррита и перлита, происходят следующие структурные превращения. При температуре 727 °C происходит превращение перлита в аустенит. При этом сохраняется двухфазная структура из аустенита и феррита. При дальнейшем нагреве происходит превращение феррита в аустенит, которое заканчивается при достижении температуры, соответствующей критической точке A_{c3} , т.е. на линии GS (см. рис. 4.2).

У заэвтектоидных сталей ($C > 0,8\%$) при нагреве до температуры A_{c1} (727 °C, линия PSK) также происходит превращение перлита в аустенит. Одновременно при этой температуре начинается растворение цементита в аустените (в соответствии с линией SE), которое заканчивается при температуре, соответствующей критической точке A_{cm} , т.е. на линии SE .

Зарождение зерен аустенита происходит по границам зерен перлита. Эти границы имеют большую протяженность, поэтому превращение перлита в аустенит начинается с образования большого числа зародышей, следовательно, после окончания превращения образу-

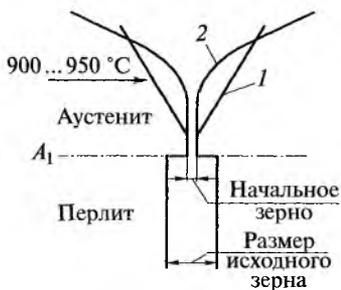


Рис. 5.4. Схема роста зерна стали при нагреве:

1 — наследственно мелкозернистая сталь; 2 — наследственно крупнозернистая сталь; A_1 — температура превращения перлита в аустенит

ется большое количество зерен аустенита малой величины (см. подразд. 2.7).

Размер аустенитного зерна по завершении превращений определяет величину *начального зерна* аустенита. Дальнейший нагрев или выдержка вызывают рост аустенитного зерна. Размер

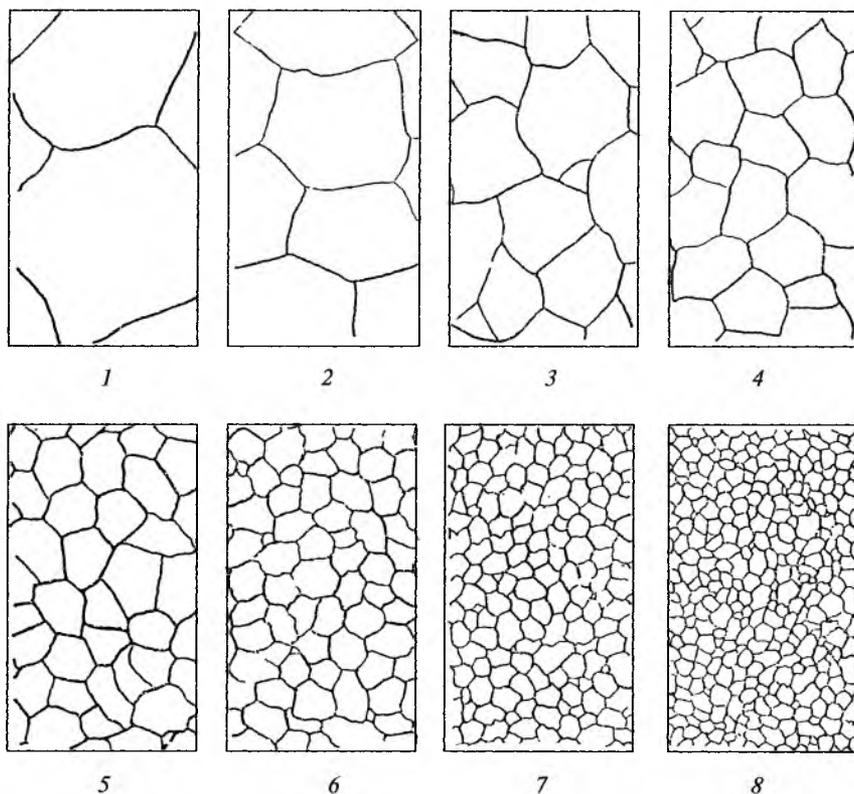


Рис. 5.5. Шкала крупности зерна стали (100 \times):

1—8 — баллы зернистости зерна

зерна, полученный в результате той или иной термической обработки, называется *размером действительного зерна*.

Различают два типа сталей: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые. Наследственность в данном случае — это склонность к росту аустенитного зерна.

Наследственно мелкозернистые стали характеризуются малой склонностью к росту аустенитного зерна при нагреве, *наследственно крупнозернистые*, наоборот, — повышенной (рис. 5.4).

При переходе через критическую точку A_{c1} получаем структуру аустенита с мелким зерном. При дальнейшем нагреве зерно аустенита наследственно мелкозернистой стали не растет до температур 950...1000 °С. У крупнозернистой стали рост зерна начинается при температуре, близкой к критической точке.

На практике наследственную зернистость определяют по *шкале зернистости* (рис. 5.5). Для этого сталь нагревают до таких температур, при которых у наследственно мелкозернистой стали зерно еще не растет, а у крупнозернистой уже выросло (930 °С), а после охлаждения определяют величину зерна.

У наследственно мелкозернистых сталей величина зерна соответствует баллам от 5 до 8, у наследственно крупнозернистых — от 1 до 4 баллов.

Эксплуатационные свойства стали определяются действительным размером зерна. Крупное зерно в стали не влияет на твердость, но снижает прочность и ударную вязкость.

Некоторые технологические свойства, напротив, определяются наследственным зерном. Так, наследственно мелкозернистую сталь можно прокатывать (ковать) при более высоких температурах, когда сталь обладает большей пластичностью. Наследственно мелкозернистая сталь более технологична при термической обработке — у нее более широкий интервал закалочных температур, потому что такая сталь не склонна к перегреву (см. рис. 5.4).

5.1.3. Превращения в стали при охлаждении

При термической обработке режимы нагрева сталей и чугунов определяются диаграммой железо — цементит. Эта диаграмма, построенная для бесконечно большого количества сплавов, описывает их структуры в равновесном состоянии, т. е. полученные в результате весьма медленных нагрева и охлаждения. Таким образом, она не учитывает скоростей нагрева, а главное, и охлаждения, которые весьма существенно влияют на структуру и свойства сплавов системы Fe — Fe₃C.

Структуры, получаемые при различных скоростях охлаждения, описываются *диаграммой изотермического превращения аустенита* (рис. 5.6). Эта диаграмма строится в координатах вре-

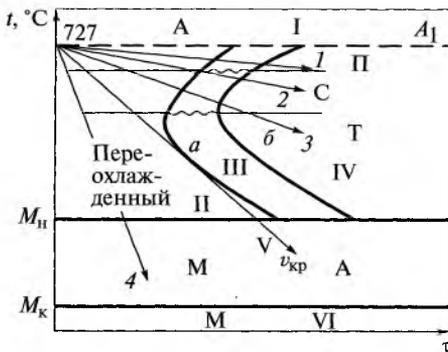


Рис. 5.6. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали (0,8 % С)

мя τ , или $\lg \tau$, — температура t для сплава (стали) одного состава. Таким образом, для каждой стали эта диаграмма имеет свой вид.

Рассмотрим превращения аустенита при охлаждении с различными скоростями на примере эвтектоидной стали (0,8 % С, см. рис. 5.6). Превращения по механизму их протекания можно разделить на перлитное, бейнитное и мартенситное.

Перлитное превращение заключается в распаде аустенита на феррит и цементит $A_{0,8} \rightarrow P_{0,8}[\Phi_{0,02} + Ц_{6,67}]$, которое протекает при медленном охлаждении (см. рис. 5.6).

При температуре выше A_1 (область I на диаграмме) аустенит является равновесной фазой, т.е. при этой температуре такая структура будет оставаться неизменной бесконечно долго. При температуре A_1 аустенит и перлит находятся в равновесии.

Для превращения аустенита в перлит необходимо некоторое переохлаждение, чтобы свободная энергия перлита стала меньше, чем у аустенита. Таким образом, при понижении температуры ниже A_1 (область II) аустенит становится неустойчивым, *переохлажденным* и через определенное время начнется его распад на ферритно-цементитную структуру.

При малой степени переохлаждения параметры кристаллизации (число центров кристаллизации и скорость их роста) низки, поэтому превращение начинается через достаточно длительное время. Такой же эффект будет и при большой степени переохлаждения (см. рис. 2.14). Это означает, что наибольшая скорость кристаллизации (т.е. превращения $A \rightarrow P$) будет достигнута при некоторых промежуточных (средних) степенях переохлаждения. Другими словами, кривая начала распада (кривая a на диаграмме) должна иметь минимум по координате τ (время) — быть *С-образной*. Действительно, при температуре 550 °С достигается наименьшая устойчивость переохлажденного аустенита. При этой температуре время существования переохлажденного аустенита минимально, для углеродистых сталей — 1...2 с. Аналогичный вид имеет кривая конца превраще-

ний (кривая *б*). Форма этих кривых определила второе название диаграммы изотермического превращения — *С-образная диаграмма*.

На диаграмме в области левее первой кривой находится переохлажденный аустенит (см. рис. 5.6). Он претерпевает распад между кривыми начала и конца превращения — это кривые *а* и *б*, которые ограничивают область существования трех фаз: аустенита, феррита и цементита (область III). При превращении аустенита в перлит происходят как диффузионные, так и бездиффузионные процессы.

Диффузионные процессы заключаются, во-первых, в выделении из аустенита кристаллов цементита и, во-вторых, в их росте. Вследствие выделения цементита из аустенита концентрация углерода в нем снижается ($A_{0,8} \rightarrow A_{0,02}$).

При содержании углерода в аустените, равном 0,02 %, что соответствует максимальной растворимости углерода в феррите при 727 °С — точке *Р* на диаграмме Fe — Fe₃C (см. рис. 4.2), происходит *бездиффузионное* превращение аустенита в феррит ($A_{0,02} \rightarrow \Phi_{0,02}$) с изменением кристаллической ГЦК решетки на ОЦК.

Меняя скорость охлаждения, т.е. степень переохлаждения, мы можем влиять на диффузионные процессы, которые развиваются во времени, но не можем управлять бездиффузионными процессами, происходящими с очень большой скоростью, практически мгновенно.

Подавление, в большей или меньшей степени, второй стадии диффузионного процесса — роста (коагуляции) кристаллов цементита — позволяет получить структуры с разными размерами этих кристаллов (разной дисперсностью). Таким образом, структура и свойства продуктов распада аустенита зависят от температуры превращения.

В том случае, если превращение происходит при высоких температурах, т.е. низкой скорости охлаждения и малой степени переохлаждения, которым соответствует луч 1 (см. рис. 5.6), получается грубая смесь феррита и цементита (его кристаллы успели вырасти), которая называется *перлитом*. Эта структура является равновесной, поэтому именно она описывается диаграммой состояния Fe — Fe₃C.

Понижение температуры превращения, следовательно, ускорение охлаждения, приводит к меньшей степени роста кристаллов цементита (луч 2), что вызывает образование смеси более тонкого строения, которая получила название *сорбит*.

При еще более низкой температуре превращения образуется *троостит* — дисперсная структура (луч 3).

Таким образом перлит, сорбит и троостит — это ферритно-цементитные смеси (область IV) различной дисперсности. Цементит этих структур имеет пластинчатое строение.

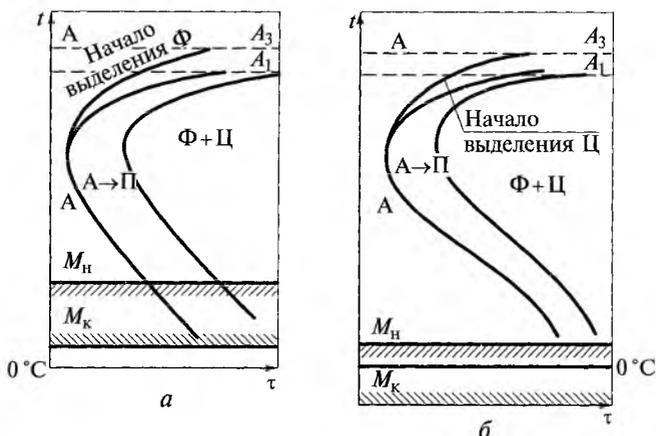


Рис. 5.7. Диаграммы изотермического превращения аустенита:
 а — доэвтектоидная сталь; б — заэвтектоидная сталь

Твердость и прочность ферритно-цементитных смесей тем выше, чем тоньше строение цементита и дисперснее его структура. Так, для стали с 0,8 % С твердость перлита, сорбита и троостита примерно составляет 200; 300 и 400 НВ соответственно.

Изотермическое превращение аустенита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях отличается от превращения в эвтектоидной стали. В верхнем интервале температур сначала происходит выделение из аустенита избыточных фаз: феррита в доэвтектоидных сталях и цементита в заэвтектоидных. Выделение этих фаз описывают дополнительные линии на диаграммах (рис. 5.7). Однако выделение избыточных фаз возможно только при небольших степенях переохлаждения; при значительном переохлаждении распад аустенита происходит без их предварительного выделения. В этом случае содержание углерода в образующейся ферритно-цементитной смеси будет отличаться от эвтектоидного. Сорбит и троостит в доэвтектоидных сталях содержат менее, а в заэвтектоидных более 0,8 % углерода.

Мартенситное превращение происходит при охлаждении с весьма высокой скоростью (луч 4) (см. рис. 5.6), когда удается полностью подавить диффузионные процессы (выделение цементита из аустенита), но бездиффузионное ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение при этом все же происходит. Такое превращение называется **мартенситным**, а полученная структура — **мартенситом**.

При бездиффузионном превращении, каким является мартенситное, происходит лишь перестройка ГЦК решетки аустенита в ОЦК решетку α -железа без выделения углерода [$\text{Fe}_\gamma(\text{C}) \rightarrow \text{Fe}_\alpha(\text{C})$]. Это означает, что содержание углерода в мар-

тенсите сохранилось таким же, каким оно было в исходном аустените, т. е. значительно бóльшим его предельной растворимости в α -железе. В соответствии с диаграммой Fe — Fe₃C растворимость углерода при комнатной температуре составляет 0,006 % — точка Q диаграммы Fe — Fe₃C (см. рис. 4.2). Таким образом, мартенсит — это *пересыщенный* и, следовательно, *неравновесный твердый раствор углерода в α -железе*.

Из-за высокого содержания углерода кристаллическая решетка α -железа сильно искажена. Мартенсит имеет *тетрагональную* кристаллическую решетку, в которой в отличие от кубической параметр c больше параметра a (рис. 5.8). Отношение c/a называется степенью тетрагональности. С увеличением содержания углерода степень тетрагональности растет (рис. 5.9).

Мартенсит имеет высокую твердость, которая повышается с увеличением содержания углерода (рис. 5.10).

Минимальная скорость охлаждения, обеспечивающая подавление диффузионных процессов, называется *критической скоростью охлаждения* $v_{кр}$. Графически она представлена касательной к первой S-образной кривой (см. рис. 5.6). При такой и бóльших скоростях охлаждения аустенит превращается в мартенсит без образования структур перлитного типа.

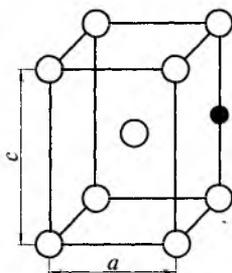


Рис. 5.8. Тетрагональная решетка мартенсита с параметрами a и c :

○ — атомы железа; ● — атом углерода

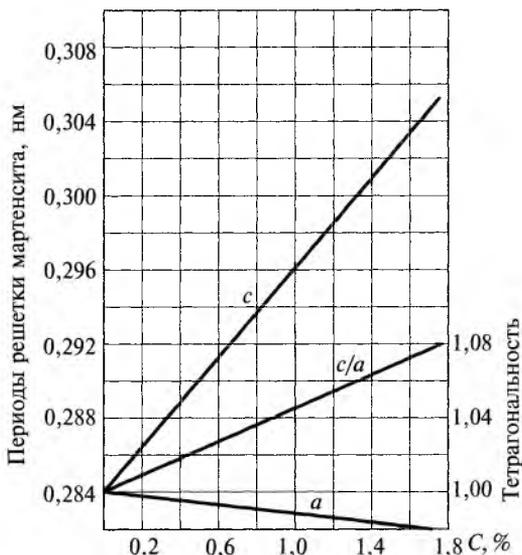


Рис. 5.9. Зависимость периодов и степени тетрагональности кристаллической решетки мартенсита от содержания в нем углерода:
 a и c — параметры кристаллической решетки

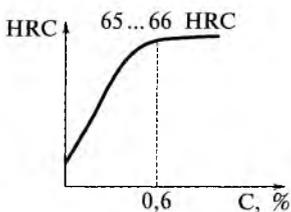


Рис. 5.10. Зависимость твердости мартенсита от содержания углерода

Преобразование аустенита в мартенсит происходит в интервале температур, которым соответствует область V на диаграмме (см. рис. 5.6). Температура начала мартенситного превращения обозначается M_n ; конца превращения — M_k . Для того чтобы мартенситное превращение происходило, необходимо непрерывное охлаждение аустенита в интервале температур $M_n - M_k$. Если охлаждение прекратить, то превращение аустенита в мартенсит остановится.

Температуры начала и конца мартенситного превращения (точки M_n и M_k) не зависят от скорости охлаждения и определяются химическим составом стали. Чем больше углерода в стали, а при нагреве в аустените, тем ниже эти температуры (рис. 5.11, а). Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают температуры точек M_n и M_k (рис. 5.11, б). Если температура M_k ниже 20°C (температура цеха, до которой реально происходит охлаждение при закалке), то после закалки в структуре сохраняется аустенит, называемый *остаточным*.

Мартенситное превращение характеризуется высокой скоростью роста зародышей кристаллов, которая лежит в пределах $1000 \dots 7000$ м/с.

Кристаллы мартенсита, представляющие собой пластины, обычно ориентированы между собой под углом 60 или 120° .

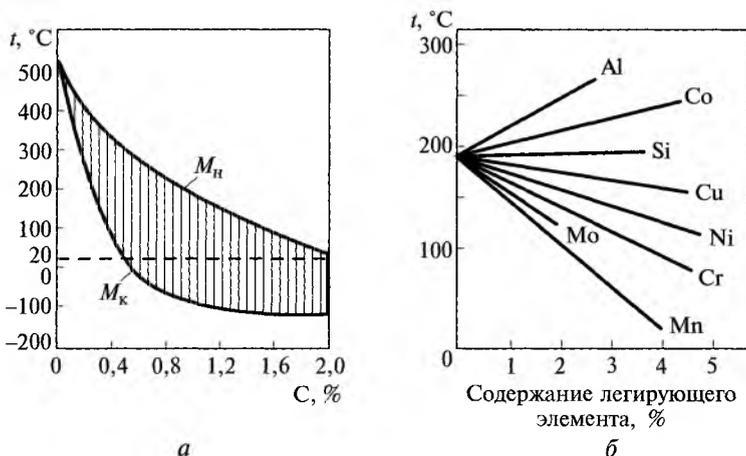


Рис. 5.11. Влияние содержания в стали углерода на температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения (а) и легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения M_n (б)

Размеры пластин мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. Чем больше зерно аустенита, тем крупнее пластины мартенсита. В плоскости шлифа пластины имеют вид игл, поэтому в микроскопе видна игольчатая структура.

Бейнитное (промежуточное) превращение происходит при температурах, когда диффузия атомов железа сильно замедляется, а атомов углерода протекает сравнительно легко (скорость охлаждения выше, чем при образовании троостита, но недостаточна для получения мартенсита). Для превращения характерны особенности как перлитного, так и мартенситного превращений.

В результате промежуточного превращения образуется структура, состоящая из смеси α -железа, часто пересыщенного углеродом (малоуглеродистого мартенсита) и цементита. Эта структура получила название *бейнит*.

В зависимости от температур образования различают *верхний* и *нижний* бейнит, образующиеся соответственно в верхнем или нижнем интервале температур промежуточного превращения.

Верхний бейнит по своему строению напоминает троостит, а нижний — мартенсит. Прочность и пластичность нижнего бейнита выше, чем верхнего.

5.2. Отжиг и нормализация

Отжиг. *Целью отжига* является *разупрочнение металла* (заготовок) для обеспечения хорошей обрабатываемости резанием и давлением; *исправление дефектов структуры*, образующихся при горячей пластической деформации, литье или сварке; *устранение остаточных напряжений*, возникающих в процессе получения заготовок этими методами.

Ускоренное охлаждение при технологических процессах получения заготовок, связанных с нагревом, приводит к появлению напряжений и образованию неравновесной структуры, вызывающей повышение твердости. Это затрудняет их обрабатываемость резанием и понижает пластичность. При отжиге может происходить перекристаллизация, благодаря чему достигается измельчение зерна.

В машиностроении отжиг является *предварительной технологической операцией*, которой подвергаются литые, штампованные, кованые и сварные заготовки перед механической обработкой или холодной обработкой давлением. Отжиг может использоваться также в качестве *промежуточной операции*, если предшествующая обработка вызвала изменение структуры и свойств (наклеп) или появление напряжений (после шлифования).

В металлургической промышленности отжиг является *окончательной термической обработкой* в технологическом процессе изготовления стали. На машиностроительные предприятия сталь поступает от металлургов уже в отожженном состоянии, т. е. подготовленной для обработки резанием.

Различают отжиг 1-го и 2-го рода. При *отжиге 1-го рода*, как правило, не происходит фазовых превращений (перекристаллизации) или же они не оказывают влияние на конечные результаты. *Отжиг 2-го рода* — это отжиг, при котором протекают фазовые превращения при нагреве и охлаждении, существенно влияющие на структуру металла.

Полный отжиг (рис. 5.12) используют для доэвтектоидных сталей. Сталь нагревают выше температуры A_{c3} на 30...50 °С (при этом происходит полная перекристаллизация), выдерживают при этой температуре до окончания превращений и затем медленно охлаждают. При нагреве ферритно-перлитная структура превращается в аустенитную, а затем при медленном охлаждении происходит обратное превращение аустенита в феррит и перлит. Структуры, полученные таким образом, являются равновесными, они описываются диаграммой железо — цементит.

Основные цели полного отжига: устранение дефектов структуры, возникших при предыдущей обработке (литье, ковке), разупрочнение стали перед обработкой резанием (после отжига сталь имеет низкие твердость и прочность) и снятие остаточных напряжений.

На практике скорость нагрева обычно близка к 100 °С/ч, а продолжительность изотермической выдержки зависит от массы садки отжигаемых деталей. Чрезмерное превышение температуры нагрева выше точки A_{c3} вызывает рост зерна аустенита, что ухудшает свойства стали. Медленное охлаждение долж-

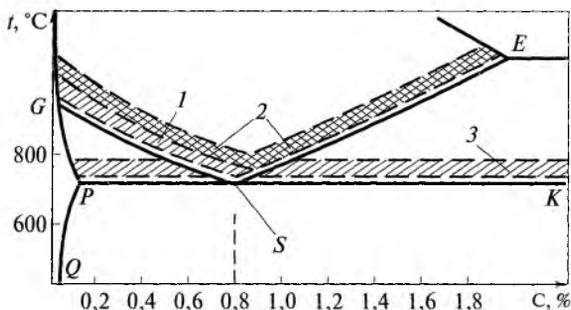


Рис. 5.12. Температуры отжига и нормализации:

1 — полный отжиг; 2 — нормализация; 3 — неполный отжиг

но обеспечить распад аустенита на феррит и перлит. *Легированные стали* следует охлаждать медленнее ($10 \dots 100^\circ\text{C}$), чем *углеродистые* ($150 \dots 200^\circ\text{C}$), потому что диффузионные процессы в этих сталях замедляются из-за искажений кристаллической решетки (см. подразд. 2.6.1 и рис. 2.18).

Неполный отжиг (см. рис. 5.12) заключается в нагреве выше A_{c1} и медленном охлаждении. При этом в *доэвтектоидных сталях* происходит лишь частичная перекристаллизация — полиморфное превращение претерпевает только феррит, находящийся в составе перлита.

Неполному отжигу подвергают доэвтектоидные стали с целью снятия напряжений и улучшения обрабатываемости резанием в том случае, если предварительная горячая механическая обработка не привела к образованию крупного зерна (иначе необходим полный отжиг).

Неполный отжиг *заэвтектоидных сталей* должен обеспечить получение зернистого перлита с округлыми, а не пластинчатыми частицами цементита. Такой отжиг называют *сфероидизирующим*. Охлаждение при сфероидизации должно быть медленным, чтобы обеспечить не только распад аустенита на ферритно-карбидную смесь, но и коагуляцию (сфероидизацию) выделившихся карбидов.

Этот отжиг может осуществляться также путем нагрева с периодическим изменением температуры около точки A_{c1} — *маятниковым нагревом* (рис. 5.13).

Стали со структурой зернистого, а не пластинчатого перлита имеют ряд преимуществ: они менее склонны к перегреву, образованию трещин и деформации при закалке, а также лучше обрабатываются резанием.

Изотермический отжиг часто проводят на практике с целью сокращения времени термической обработки (рис. 5.14). В этом случае сталь

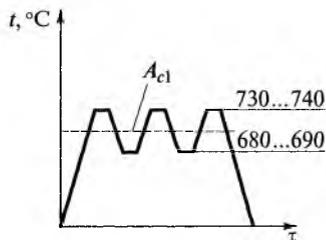


Рис. 5.13. Схема сфероидизирующего циклического отжига

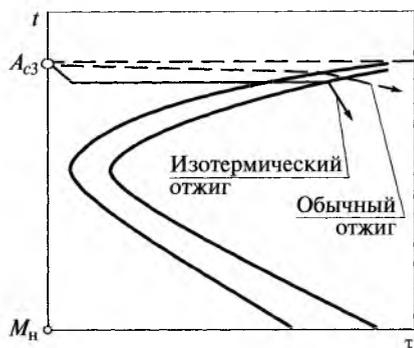


Рис. 5.14. Схема изотермического отжига:

t — температура; τ — время; A_{c3} — критическая точка превращения феррита в аустенит; M_n — начало мартенситного превращения

нагревают, а затем быстро охлаждают (чаще переносом в другую печь) до температуры, ниже A_{c1} на 50... 100 °С. При этой температуре сталь выдерживают до полного распада аустенита, после чего охлаждают на воздухе.

Изотермический отжиг часто применяют для *легированных сталей*, так как он сокращает продолжительность процесса. Для ускорения отжига температура изотермической выдержки должна быть близкой к температуре минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в перлитной области (см. рис. 5.6). После изотермического отжига получается более однородная структура.

В том случае, если не допускается окисление и обезуглероживание поверхностных слоев металла (холоднотянутый прокат, лента, проволока, прутки, детали под гальванопокрытия и т.п.), в печах с защитной атмосферой или вакуумных печах выполняется *светлый отжиг*.

Нормализация. Этой операции подвергают стали. Она представляет собой нагрев доэвтектоидной стали выше A_{c3} , а заэвтектоидной выше A_{cm} на 50... 60 °С, выдержку при этой температуре и последующее охлаждение на воздухе (см. рис. 5.12). При нормализации происходит *перекристаллизация* стали, которая устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье или ковке.

В результате охлаждения на воздухе распад аустенита на феррито-цементитную смесь происходит при более низких температурах, следовательно, повышается дисперсность смеси, таким образом получается структура сорбита.

Назначение нормализации различно в зависимости от состава стали. *Низкоуглеродистые стали* подвергают нормализации вместо отжига. При этом уменьшается загруженность оборудования — охлаждение выполняют не в печи, а на воздухе. Твердость стали получается выше, чем при отжиге, но для низкоуглеродистых сталей ее значения все равно остаются достаточно низкими. Нормализация практически не снижает производительность обработки, но улучшает качество поверхности при резании.

Для *среднеуглеродистых сталей* нормализацию применяют вместо закалки и высокого отпуска, или улучшения (см. подразд. 5.3). Механические свойства при этом несколько ниже, но уменьшается деформация изделий по сравнению с получаемой при закалке и высоком отпуске. Кроме того, повышается производительность операций термической обработки — одна операция выполняется вместо двух.

Высокоуглеродистые (заэвтектоидные) стали подвергают нормализации с целью устранения цементитной сетки (см. подразд. 9.2.1).

Нормализацию с последующим высоким отпускком (600...650 °С) часто применяют вместо отжига для исправления структуры и улучшения обрабатываемости резанием легированных сталей.

Дефекты отжига и нормализации. Дефекты возникают вследствие нарушения режимов нагрева (перегрев или недогрев, нарушение времени выдержки, нагрев в неподходящей атмосфере), а также ускоренного нагрева и охлаждения.

При слишком быстром нагреве происходит тепловое расширение только наружных слоев, поэтому в середине изделия возникают растягивающие напряжения, которые могут вызывать образование трещин. Это наиболее опасно для крупных заготовок. Вероятность возникновения трещин возрастает при нагреве сталей с плохой теплопроводностью и высоким температурным коэффициентом линейного расширения. Это стали, в состав которых входит большое количество легирующих элементов (например, коррозионно-стойкие хромоникелевые стали).

При слишком высоких температурах отжига и чрезмерно длительных выдержках происходит образование крупнозернистой структуры, называемой *структурой перегрева*. Перегрев характеризуется крупнокристаллическим блестящим изломом. Он может быть устранен отжигом с перекристаллизацией, нормализацией или улучшением (закалкой с высокотемпературным отпускком).

При весьма значительном превышении температуры сверх оптимальной возникает *пережог*. При пережоге происходит не только очень сильный рост зерна, но и оплавление металла по границам зерен. Пережог — неисправимый брак, который невозможно устранить термической обработкой.

Качество поверхности металла определяется атмосферой нагрева. Обычная печная атмосфера, как правило, окислительная из-за наличия окислительных газов (кислорода, водяного пара, углекислого газа и др.). Такая атмосфера вызывает *окалинообразование* и *обезуглероживание*. Наличие углеродсодержащих газов — оксида углерода, углеводородов — напротив, вызывает *науглероживание* поверхности.

Обезуглероживание связано с тем, что углерод окисляется (реагирует с кислородом) раньше, чем железо. Если скорость окисления больше скорости диффузии притекающего изнутри углерода, то происходит окалинообразование, так как в этом случае кислород окисляет и углерод, и железо.

С целью защиты изделия от обезуглероживания и окалинообразования применяют печи с защитной атмосферой или вакуумные, а при их отсутствии нагрев следует проводить в герметизированных, например с помощью глины, контейнерах (ящиках или трубах) с засыпкой древесным углем или чугунной стружкой.

5.3. Закалка

5.3.1. Выбор температуры закалки

Закалка — это упрочняющая термическая операция. Повышение твердости и прочности обеспечивается за счет получения структуры мартенсита. Закалка не является окончательной операцией. После нее выполняют отпуск.

Закалка заключается в нагреве стали выше критических точек, изотермической выдержке при этой температуре и быстром охлаждении со скоростью, превышающей критическую, для получения структуры мартенсита.

Нагрев под закалку *доэвтектоидных сталей* с исходной структурой перлит + феррит (см. рис. 4.2) производится при температурах выше A_{c3} на 30... 50 °С. При таком нагреве сталь будет иметь структуру аустенита (рис. 5.15), а после охлаждения со скоростью больше критической — структуру мартенсита. Такая закалка называется *полной*.

Закалка при температуре ниже A_{c3} , но выше A_{c1} называется *неполной*. Такой нагрев не обеспечивает получения аустенита во всем объеме, в структуре сохраняется феррит (см. рис. 5.15). Поэтому после быстрого охлаждения в структуре наряду с мартенситом, образовавшимся из аустенита, будет присутствовать феррит. Такая структура не обеспечивает необходимой твердости из-за низкой твердости феррита. Следовательно, доэвтектоидные стали следует подвергать *полной* закалке.

Превышение температуры сверх указанной (на 30... 50 °С выше A_{c3}) не повысит твердости стали. Это объясняется тем, что при нагреве доэвтектоидной стали выше A_{c3} весь углерод, содержащийся в стали, находится после закалки в мартенсите, при этом достигается максимальная для данной стали твердость. Вместе с тем повышение температуры приведет к росту аустенитного зерна, увеличению пластин мартенсита и, таким образом, к снижению прочности.

Под закалку *заэвтектоидные стали* нагревают выше температуры A_{c1} на 50... 70 °С. При этих температурах в структуре сталей наряду с аустенитом сохраняется цементит (см. рис. 5.15). Поэтому после закалки структура заэвтектоидных сталей: мартенсит и цементит, а так-

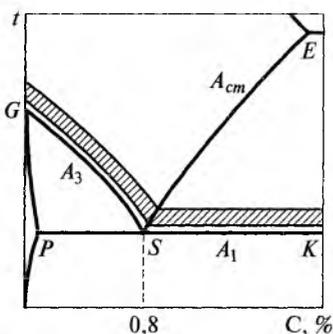


Рис. 5.15. Интервал закалочных температур доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей: A_1 , A_3 , A_{cm} — критические точки превращений

же некоторое количество остаточного аустенита. Напомним, что повышение содержания углерода снижает температуру M_K (см. рис. 5.11). Остаточный аустенит всегда присутствует в структуре закаленных заэвтектоидных сталей.

Нагрев значительно выше температуры A_{c1} нецелесообразен. Это приведет к снижению и прочности (за счет роста зерна), и твердости (за счет увеличения количества остаточного аустенита). Таким образом, заэвтектоидные стали подвергают не полной закалке.

5.3.2. Обработка холодом

Обработка холодом выполняется для устранения из структуры остаточного аустенита. Его наличие снижает твердость сталей, кроме того, в процессе эксплуатации под действием нагрузок возможно превращение аустенита в мартенсит или в ферритно-цементитные смеси, что влечет изменение размеров, недопустимое для прецизионных деталей. В то же время для ряда сталей, например углеродистых с содержанием углерода свыше 0,6% и многих легированных (см. рис. 5.11), температура окончания мартенситного превращения (точка M_K) лежит ниже 20 °С и после закалки в структуре присутствует остаточный аустенит.

С целью устранения остаточного аустенита или, по крайней мере, уменьшения его количества сталь после закалки охлаждают до отрицательных температур, т.е. проводят *обработку холодом*. В результате происходит возобновление мартенситного превращения. Таким образом, обработка холодом по сути является продолжением закалочного охлаждения.

На практике обработка холодом применяется для стабилизации размеров особо точных деталей, для которых изменение размеров во времени недопустимо (калибров, измерительных плиток, колец шарикоподшипников и др.).

Эффект от обработки холодом снижается, если после закалки детали долго остаются в цехе. Это приводит к стабилизации аустенита, проявляющейся в том, что при обработке холодом не весь остаточный аустенит превращается в мартенсит. Поэтому обработку холодом следует проводить немедленно после закалки.

5.3.3. Закаливаемость и прокаливаемость

Закаливаемость и прокаливаемость являются важными технологическими свойствами сталей.

Закаливаемость — свойство стали приобретать при закалке структуру мартенсита и высокую твердость. Закаливаемость зависит в первую очередь от содержания в стали углерода.

Чем больше углерода в стали, следовательно, после закалки и в мартенсите, тем выше твердость. Своего максимального значения (65...66 HRC) она достигает при концентрации углерода более 0,6...0,8 % (см. рис. 5.10). В сталях, содержащих менее 0,3 % углерода, образуется низкоуглеродистый мартенсит, не получающий высокой твердости. Поэтому в производственной практике считается, что стали с содержанием углерода менее 0,3 % закалку «не принимают»; изделия, изготовленные из таких углеродистых сталей, закалке не подвергаются.

Прокаливаемость — способность стали получать при закалке мартенситную (или трооститно-мартенситную) структуру и высокую твердость на определенную глубину.

Прокаливаемость стали зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от критической скорости охлаждения. Прокаливаемость тем выше, чем меньше *критическая скорость охлаждения*.

Рассмотрим две стали (стали № 1 и 2) с разной устойчивостью переохлажденного аустенита и, таким образом, имеющие различные критические скорости охлаждения $v_{кр1} < v_{кр2}$ (рис 5.16, а). Произведем закалку двух деталей одинакового сечения, изготовленных из этих сталей; условия охлаждения деталей при закалке одинаковы. Естественно, что скорость охлаждения сердцевины обеих деталей v_c будет меньше, чем скорость охлаждения поверхности v_n . При этом очевидно, что и поверхности, и сердцевины обеих деталей будут охлаждаться с одинаковой скоростью.

Деталь, изготовленная из стали № 1, получит структуру мартенсита (М) по всему сечению, так как $v_c > v_{кр1}$. Деталь из стали № 2 получит структуру мартенсита лишь на определенную глубину, так как $v_n > v_{кр2}$, т.е. со скоростью большей, чем критическая, охлаждается только поверхность, тогда как сердцевина охлаждается медленнее $v_c < v_{кр2}$.

Сталь № 1 будет иметь сквозную прокаливаемость, т.е. по всему сечению стали будет структура мартенсита и одинаково высокая твердость. У стали № 2 в сердцевине произойдет распад аустенита на ферритно-цементитную смесь (например, троостит — $\Phi + \Pi$), поэтому твердость сердцевины будет меньше, чем твердость на поверхности (рис. 5.16, б, в).

Прокаливаемость стали характеризуется *критическим диаметром*. Это максимальный диаметр образца, в центре которого после закалки получают полумартенситную зону — структуру, состоящую поровну из мартенсита и троостита. Для определения прокаливаемости применяют метод торцевой закалки (рис. 5.17). Стандартный образец, нагретый до температуры закалки, охлаждается с торца через сопло (рис. 5.17, а) на специальной установке. Скорость охлаждения по мере удаления от торца уменьшается, соответственно меняются структура и твер-

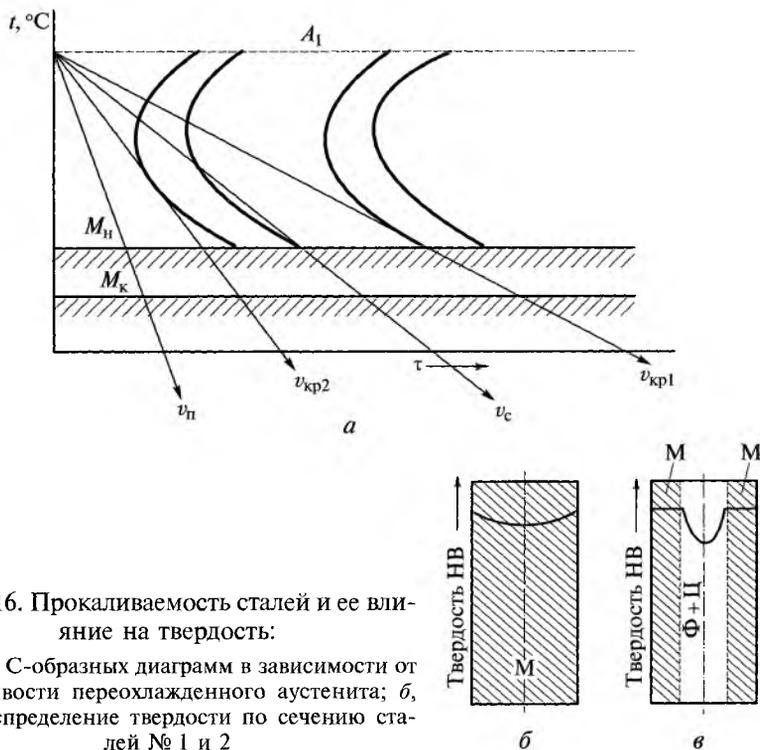


Рис. 5.16. Прокаливаемость сталей и ее влияние на твердость:

a — вид С-образных диаграмм в зависимости от устойчивости переохлажденного аустенита; *б*, *в* — распределение твердости по сечению сталей № 1 и 2

дость по длине образца (рис. 5.17, б). Определив глубину закаленного слоя, т.е. расстояние от торца до полумартенситной зоны, по номограмме (рис. 5.18) определяют критический диаметр ста-

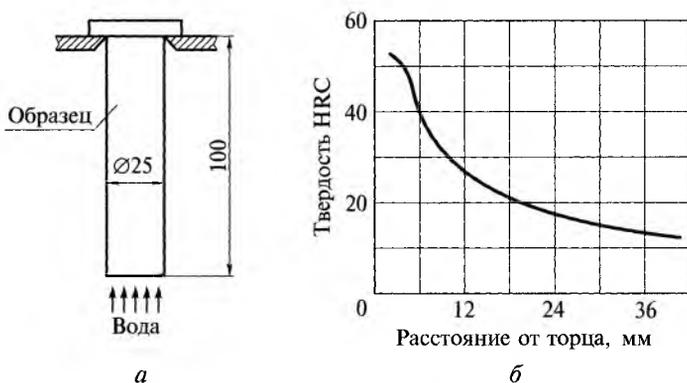


Рис. 5.17. Торцевая закалка:

a — схема охлаждения при торцевой закалке; *б* — изменение твердости в зависимости от расстояния от торца

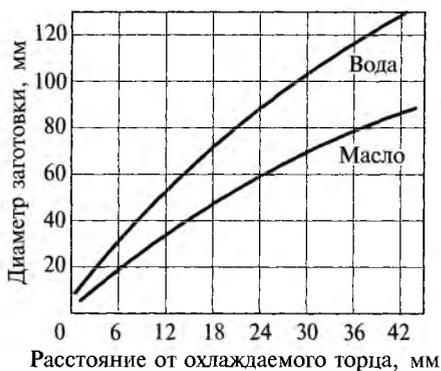


Рис. 5.18. Номограмма определения критического диаметра прокаливаемости стали

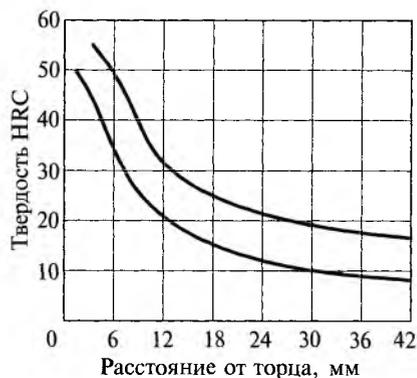


Рис. 5.19. Полоса прокаливаемости стали с 0,4% С

ли при закалке в воде и в масле. Глубину расположения полумартенситной зоны устанавливают по твердости, последовательно измеренной вдоль образца от торца к периферии (см. рис. 5.6, б).

Прокаливаемость одной и той же стали в разных плавках может колебаться в достаточно широких пределах в зависимости от изменения химического состава в пределах марки и связанной с этим величиной зерна и т.п. Поэтому прокаливаемость стали характеризуют не линией, а полосой прокаливаемости (рис. 5.19). Прокаливаемость зависит от целого ряда факторов, определяющих устойчивость переохлажденного аустенита, а также условий охлаждения.

При увеличении *скорости охлаждения* прокаливаемость уменьшается. Поэтому на номограмме приведены два значения критического диаметра: для быстрого (в воде) и медленного (в масле) охлаждения.

Химический состав стали также влияет на прокаливаемость. Практически все легирующие элементы повышают устойчивость переохлажденного аустенита, следовательно, и прокаливаемость. Поэтому все легированные стали обладают более высокой прокаливаемостью, чем углеродистые. Критические диаметры углеродистых сталей лежат в пределах 10...20 мм при закалке в воде, тогда как легированные стали могут прокаливаться в сечении до 250...300 мм (это зависит от уровня легирования стали) при закалке в масле.

5.3.4. Дефекты закалки

При термической обработке часто возникают *деформации* и *коробление*. Деформациями принято называть изменение раз-

меров детали при сохранении ее формы, а короблением — изменение формы детали (ее может изогнуть, завернуть пропеллером и т.д.). В ряде случаев наблюдается возникновение трещин или даже полное разрушение заготовок на несколько частей.

Деформация и коробление наиболее характерны для закалки, при проведении которой выполняется быстрое охлаждение. Поэтому ниже остановимся именно на этой операции термической обработки.

Причиной возникновения указанных дефектов являются *закалочные напряжения*. В процессе закалки в изделии без приложения внешних сил возникают закалочные напряжения; они остаются после закалки, поэтому их часто называют *остаточными*. Закалочные напряжения разделяются на термические (тепловые) и структурные (фазовые) напряжения.

Термические напряжения возникают вследствие неравномерного охлаждения поверхности и сердцевины. Перепад температур по сечению приводит к неравномерному тепловому сжатию различных слоев изделия. Термические напряжения появляются в основном при охлаждении в процессе закалки, сопровождающемся уменьшением объема. Уменьшению объема поверхностных слоев слабо препятствует еще не остывшая пластичная сердцевина. При охлаждении же сердцевины уменьшению объема будут препятствовать ранее остывшие малоэластичные поверхностные слои. Таким образом, даже после окончания охлаждения, когда по всему объему установилась одинаковая температура, деталь испытывает воздействие остаточных напряжений: в одних участках — сжатия, в других — растяжения. Чем выше температура закалки и больше скорость охлаждения, тем больший перепад температур возникает по сечению изделия и, следовательно, больше величина термических напряжений. Уменьшение термических напряжений достигается снижением скорости охлаждения.

Структурные напряжения появляются в результате мартенситного превращения, протекающего с увеличением объема. Объем мартенсита больше, чем объем исходной структуры — феррита и цементита. Чем выше содержание углерода в стали и соответственно в мартенсите, тем больше объемные изменения и выше уровень структурных напряжений.

Величина закалочных напряжений $\sigma_{\text{зак}}$ может:

- быть меньше предела текучести $\sigma_{\text{зак}} < \sigma_{0,2}$, при этом деформации не происходит;
- превосходить предел текучести, но быть меньше предела прочности $\sigma_{\text{т}} < \sigma_{\text{зак}} < \sigma_{\text{в}}$, в этом случае произойдет коробление (деформация) детали;
- превосходить предел прочности $\sigma_{\text{зак}} > \sigma_{\text{в}}$, при этом появятся трещины или деталь полностью разрушится на части.

Таким образом, уменьшение закалочных деформаций является важной задачей, особенно при изготовлении деталей малой жесткости, к которым относятся длинные и тонкие детали с большим (10 и более) отношением длины к наиболее характерному диаметру или толщине поперечного сечения. Закалочные деформации могут появляться также в деталях сложной формы с резкими изменениями размера сечения по длине. Склонны к деформациям и появлению трещин детали с концентраторами напряжений, т.е. имеющие различные выступы, выточки, острые кромки.

Склонность к деформациям при закалке зависит от *состава стали*. Меньше деформируются легированные, а не углеродистые стали. Легированные стали имеют более низкую критическую скорость охлаждения, поэтому изготавливаемые из них детали охлаждают при закалке медленно в масле или даже на воздухе (последнее возможно для сталей с высоким уровнем легирования), а не в воде, как углеродистые. Кроме того, после закалки в их структуре сохраняется остаточный аустенит; его объем меньше, чем у феррита, что позволяет компенсировать прирост объема, вызванного мартенситным превращением. Другими словами, в этом случае наличие остаточного аустенита полезно.

При *механической обработке* деталей, склонных к деформациям при закалке, необходимо проведение стабилизирующей термической обработки, которая заключается в нагреве ниже температуры A_{c1} с последующей изотермической выдержкой. Эти операции называют по-разному: отпуск, старение или низкотемпературный отжиг.

Необходимость такой обработки вызвана возникновением в заготовке остаточных напряжений при обработке резанием. Как правило, они заметно ниже предела текучести, однако представляют опасность, потому что при нагреве под закалку эти напряжения могут превысить предел текучести, значения которого снижаются при повышении температуры. При этом заготовка деформируется еще до охлаждения. В практике такую обработку чаще всего проводят после черновой механической обработки, выполняемой с большими глубинами резания, что вызывает появление остаточных напряжений. Стабилизирующий отпуск тем эффективнее, чем выше его температура.

Рекомендации по выбору режимов приведены в табл. 5.1.

Термическая обработка. Величину деформаций возможно заметно снизить замедленным охлаждением в интервале температур мартенситного превращения. При фазовых превращениях пластичность стали резко возрастает (примерно в 20 раз при превращении аустенита в мартенсит), поэтому термические напряжения, возникающие при быстром охлаждении вызывают зна-

Режимы стабилизирующего отпуска

Температура, °С	Выдержка, ч
600...650	2
500...600	2...3
400...500	3...4
300...400	4...5
130...200	8...10

чительное коробление детали. Эта задача решается применением различных технологий закалки (рис. 5.20).

Закалка в одном охладителе (линия *а*) получила наиболее широкое применение. Нагретую до определенной температуры деталь погружают в закалочную среду, где она остается до полного охлаждения. Такая технология не позволяет понизить скорость охлаждения в интервале температур $M_n - M_k$. Этот способ применяют для деталей простой формы.

С целью уменьшения закалочных напряжений детали иногда перед погружением в закалочную жидкость некоторое время охлаждают на воздухе, подстуживают, чтобы уменьшить разницу температур детали и среды-охладителя. Такой способ закалки называется *закалкой с подстуживанием*. При подстуживании необходимо, чтобы температура детали не опускалась ниже точки A_3 для доэвтектоидных сталей и ниже точки A_1 для заэвтектоидных сталей (см. подразд. 4.3.1).

При закалке в двух средах (линия *б*) нагретую деталь сначала быстро охлаждают в воде ниже температуры минимальной устойчивости переохлажденного аустенита, чтобы предотвратить начало его распада. После этого деталь переносят в другую среду (масло, селитру или на воздух), тогда в интервале температур $M_n - M_k$ она охлаждается медленно. Этот способ применяется при закалке высокоуглеродистых сталей и требует от термиста высокой квалификации, так как трудно установить время выдержки детали в воде. Обычно оно очень мало (3...4 с).

При ступенчатой закалке (линия *в*) нагретую деталь охлаждают в закалочной среде, имеющей температуру несколько выше точки M_n (обычно 230...250 °С), и выдерживают в ней до выравнивания температуры по всему сечению с целью снизить термические напряжения при последующем охлаждении. Выдержка не долж-

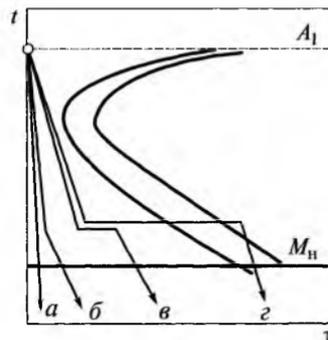


Рис. 5.20. Кривые охлаждения при различных видах закалки:

а — закалка в одном охладителе; *б* — закалка в двух средах; *в* — ступенчатая закалка; *г* — изотермическая закалка

на быть очень длительной, чтобы не вызвать превращения аустенита в бейнит. Затем следует окончательное охлаждение на воздухе, во время которого происходит превращение аустенита в мартенсит. При необходимости правку (рихтовку) деталей осуществляют именно в этот момент, используя повышенную пластичность стали при превращении аустенита в мартенсит. В процессе ступенчатой закалки значительно уменьшаются объемные изменения, коробление и опасность возникновения трещин. Практически она применяется для легированных сталей.

Изотермическая закалка (линия *г*) выполняется так же, как и ступенчатая, но с большей выдержкой в закалочной среде, чтобы образовалась структура нижнего бейнита. Необходимое время изотермической выдержки определяют по диаграмме изотермического превращения аустенита. В основном изотермической закалке подвергают легированные стали. Отпуск после изотермической закалки не производится.

В качестве *охлаждающих сред* при ступенчатой и изотермической закалках применяют расплавленные соли (например, 55 % KNO_3 и 45 % NaNO_2) или щелочи (20 % NaOH и 80 % KOH).

Добавление 0,5... 1,0 % воды в расплав щелочей и солей увеличивает скорость охлаждения.

Деформации уменьшаются при *закалке с самоотпуском*. По этой технологии в воду погружают не всю нагретую деталь, а только ее рабочую часть и вынимают после кратковременной выдержки. За счет тепла той части детали, которую не погружали в воду, рабочая часть изделия нагревается. Необходимую температуру нагрева определяют по *цветам побежалости* и при ее превышении деталь вновь охлаждают в воде.

Появление цветов побежалости объясняется возникновением на чистой (полированной, шлифованной) поверхности тонких слоев оксидов железа. Цвет слоя определяется толщиной оксида, зависящей от температуры: светло-желтый — 220 °С; желтый — 230 °С; темно-желтый — 240 °С; коричневый — 255 °С; коричнево-красный — 265 °С; фиолетовый — 285 °С; темно- и светло-синий — 295... 310 °С; серый — 330 °С.

При нагреве и охлаждении детали должны располагаться так, чтобы не произошла деформация под действием собственного веса: длинные детали следует нагревать в подвешенном вертикальном положении; детали типа втулок с точным центровым отверстием — с установкой на торец, чтобы предотвратить эллипсность посадочного отверстия.

Рихтовку деталей наиболее целесообразно проводить в условиях, когда сталь обладает максимальной пластичностью — во время превращения аустенита в мартенсит. Такая

технология реализуется при закалочном охлаждении деталей в штампах, под плитами. Однако это возможно только для плоских деталей.

Рихтовку длинномерных деталей осуществляют изгибом на гибочных прессах. При этом деформация правки должна быть больше прогиба, возникшего при закалке (гиб с перегибом). Это необходимо для компенсации упругой деформации, возникающей после снятия нагрузки.

Снижение закалочных напряжений достигается последующим отпуском, другими словами, нагревом закаленных заготовок ниже критической точки A_{c1} , т.е. ниже 727°C (см. подразд. 5.4).

Окисление и обезуглероживание поверхности происходят при нагреве в пламенных или электрических печах с обычной атмосферой. Это требует увеличения припуска на шлифование, что удорожает и усложняет технологию изготовления деталей. Для устранения этих дефектов следует применять защитную атмосферу.

Перегрев или увеличение времени выдержки вызывает укрупнение зерна аустенита, следовательно, получения после закалки крупноигльчатого мартенсита. Это приводит к хрупкости стали, а при закалке возрастает вероятность образования трещин.

Недостаточная твердость закаленной стали может быть вызвана недогревом или недостаточно интенсивным охлаждением. В результате недогрева (низкая температура закалки, слишком короткая выдержка) твердость понижается вследствие неполного растворения углерода в мартенсите. При низкой скорости охлаждения структура состоит из продуктов перлитного типа (сорбита, троостита), имеющих пониженную твердость по сравнению с мартенситом.

Для устранения дефекта необходимо соблюдение технологии закалки.

Образование мягких пятен (пятнистая твердость) характерно для углеродистых сталей, охлаждаемых при закалке в воде. Это вызвано образованием паровой рубашки при кипении воды. От участков контакта детали и пузырьков пара отвод теплоты замедляется, потому что теплопроводность пара значительно меньше, чем воды. Мартенсит при этом не образуется из-за пониженной скорости охлаждения. Кроме того, пятнистая твердость может появиться при наличии окалина, в местах захвата закалочными клещами и т.д.

Для предотвращения этого дефекта необходимо подводить закалочную жидкость к деталям под давлением или энергично перемещать деталь в закалочной жидкости, сбивая паровую рубашку; удалять окалину перед закалкой; использовать закалочные клещи с острыми губками, которые не препятствуют охлаждению детали в месте захвата.

5.4. Отпуск и старение

Отпуск — это окончательная операция термической обработки, формирующая свойства металла, которая заключается в нагреве стали до температуры ниже A_{c1} , изотермической выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении (обычно на воздухе).

Цель отпуска — получение окончательной структуры и свойств, которые формируются в результате полного или частичного распада мартенсита — пересыщенного твердого раствора углерода в Fe_α . При отпуске достигаются уменьшение остаточных напряжений и получение более равновесной структуры.

При нагреве мартенсит обедняется углеродом за счет выделения карбидов. В зависимости от температуры нагрева содержание углерода в твердом растворе может превышать равновесное (выделился не весь углерод), в этом случае в структуре сохраняется мартенсит, или приближаться к равновесному (0,006 % C), что соответствует точке Q на диаграмме состояния $Fe - Fe_3C$ (см. рис. 4.2 и 5.1), тогда твердый раствор в структуре — феррит. В зависимости от температуры отпуска в большей или меньшей степени будет происходить коагуляция выделившихся карбидов.

Различают три вида отпуска стали: низкотемпературный (низкий), среднетемпературный (средний) и высокотемпературный (высокий) (рис. 5.21).

Низкий отпуск выполняют при температурах 150...250 °С. При этом содержание углерода в твердом растворе сохраняется выше равновесного (из мартенсита выделился не весь углерод). Структура после такого отпуска — мартенсит, который в отличие от мартенсита закалки (M_3) назван *мартенситом отпуска* ($M_{отп}$). Степень тетрагональности кристаллической решетки мартенсита понижается незначительно, также незначительно снижается и твердость (см. рис. 5.10). Предел прочности σ_b и ударная вязкость КСЧ несколько увеличиваются вследствие уменьшения закалочных напряжений.

Таким образом, структура стали после низкого отпуска — мартенсит отпуска. Сталь сохраняет высокую твердость.

Низкому отпуску подвергают инструменты и детали, работающие в условиях изнашивания, для которых необходима высокая твердость:

- режущие и мерительные инструменты, штампы холодного деформирования из углеродистых и легированных инструментальных сталей;
- детали после поверхностной закалки (см. подразд. 5.5.2), цементации и последующей закалки (см. подразд. 5.5.1).

Обычно продолжительность отпуска составляет 1...2,5 ч. Мерительный инструмент с целью стабилизации размеров подвергают отпуску с более длительными выдержками.

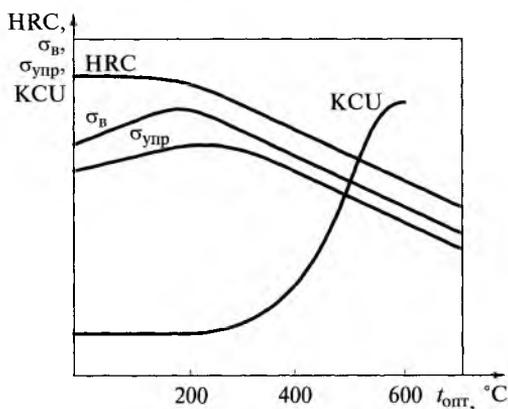


Рис. 5.21. Влияние температуры отпуска на структуру и механические свойства сталей:

σ_b — предел прочности; $\sigma_{упр}$ — предел упругости; KCU — ударная вязкость; HRC — твердость

Отпуск осуществляют на воздухе, в масле или расплаве солей (50 % KNO_3 и 50 % $NaNO_2$). В жидких средах обеспечивается быстрый и равномерный нагрев, а также точное регулирование температуры.

Средний отпуск проводят при 350... 500 °C. При температуре выше 300 °C из мартенсита выделяется весь углерод в виде цементита. Однако коагуляция цементита при таких температурах весьма мала (средний диаметр частиц цементита — $0,3 \cdot 10^{-5}$ мм).

В результате среднего отпуска образуется дисперсная ферритно-цементитная смесь, которая называется *трооститом отпуска* — $T_{отп}$ в отличие от троостита, получаемого при распаде аустенита (см. подразд. 5.1.3 и рис. 5.6). Цементит в троостите отпуска имеет зернистое строение, а в полученном при распаде аустенита — пластинчатое, что определяет ряд технологических свойств: при зернистой структуре достигается более высокая производительность при обработке резанием и лучшая пластичность.

Распад мартенсита на ферритно-цементитную смесь сопровождается снижением твердости до 40...48 HRC, но ударная вязкость при этом повышается, так как происходит снижение закалочных напряжений. Однако основным является тот факт, что в результате среднего отпуска достигается максимальное значение предела упругости (см. рис. 5.21). Поэтому среднему отпуску подвергают рессоры, пружины, упругие элементы, а также детали и инструменты, для которых достаточна получаемая при отпуске твердость и необходима удовлетворительная ударная вязкость (например, слесарно-монтажный инстру-

мент). Среднетемпературный отпуск можно проводить в расплавах солей и печах с воздушной атмосферой.

Высокий отпуск осуществляется при температурах 500... 600 °С. Полученная ферритно-цементитная структура с зернистым цементитом называется *сорбит отпуска* ($C_{отп}$).

При высоком отпуске происходит не только полное выделение углерода из мартенсита, но и заметный рост (коагуляция) выделившихся кристаллов цементита (средний диаметр частиц цементита в сорбите 10^{-5} мм, т.е. они примерно в 3 раза крупнее, чем в троостите). В результате отпуска заметно понижается твердость стали, которая составляет 300 НВ, но значительно увеличиваются пластичность и ударная вязкость (см. рис. 5.10), кроме того, происходит практически полное снятие закалочных напряжений.

По сравнению с отжигом закалка и высокий отпуск обеспечивают получение стали более высоких значений всех механических свойств: прочности (σ_T и σ_B), твердости, пластичности (δ и ψ), а также ударной вязкости (КСУ). Поэтому термическая обработка, состоящая из закалки и высокого отпуска, называется *улучшением*. Улучшению подвергают детали, эксплуатируемые в условиях высоких напряжений в сочетании с ударными нагрузками. Высокий отпуск можно проводить в расплавах солей и в печах с воздушной атмосферой.

Термин *старение*, а не отпуск, используют при окончательной термической обработке сплавов, предварительно подвергнутых закалке без полиморфного превращения (см. подразд. 2.7), а также сплавов, не подвергаемых закалке для стабилизации структуры (см. гл. 7). Старение может быть *естественным*, если оно протекает при комнатной температуре, или *искусственным*, если его проводят при повышенной температуре.

Операции отпуска и стабилизационного старения выполняются для устранения или, по крайней мере, снижения остаточных деформаций. Напряжения в заготовках при отпуске и старении снимаются тем полнее, чем выше температура этих термических операций.

5.5. Поверхностное упрочнение

5.5.1. Общие сведения

Объемная закалка с последующим отпуском не может обеспечить работоспособности детали в условиях повышенного изнашивания в сочетании с ударными нагрузками. Для этого одновременно необходимы высокие значения и твердости, и ударной вязкости. Однако после объемного упрочнения стали имеют вы-

сокую твердость, но низкую ударную вязкость, и наоборот (см. рис. 5.10).

В таких случаях используется *поверхностное упрочнение*. При этом обеспечивается высокая твердость поверхности детали и, таким образом, износостойкость при вязкой сердцевине.

Поверхностное упрочнение осуществляется методами *химико-термической обработки* (ХТО), сочетающими химическое и тепловое воздействие с целью изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя, а также *поверхностной закалкой*.

Изменение химического состава происходит за счет диффузии в поверхностный слой различных элементов. В результате ХТО достигается высокая износостойкость детали за счет повышения твердости поверхностного слоя, при сохранении вязкой сердцевины. Химико-термическая обработка выполняется также для достижения коррозионной стойкости. В ряде случаев эти задачи могут быть решены одновременно.

Поверхностная закалка осуществляется нагревом на заданную глубину только поверхностного слоя, поэтому при последующем охлаждении закаливается только этот слой, а не все сечение детали. При этом сопротивление ударным нагрузкам обеспечивается вязкой сердцевиной.

5.5.2. Химико-термическая обработка

Химико-термическая обработка — это процесс поверхностного насыщения деталей различными элементами путем их диффузии из внешней среды. Процесс химико-термической обработки состоит из трех стадий:

- *диссоциации*, которая заключается в распаде молекул и образовании активных атомов диффундирующего элемента. Например, диссоциация оксида углерода с образованием атомарного углерода ($2CO \rightarrow CO_2 + C$), аммиака с образованием атомарного азота ($2NH_3 \rightarrow 3H_2 + 2N$);

- *адсорбции*, т.е. осаждения активных атомов диффундирующего элемента на поверхности;

- *диффузии*, т.е. проникновения насыщающего элемента в глубь металла.

Толщина диффузионного слоя зависит от температуры, продолжительности выдержки и концентрации диффундирующего элемента на поверхности детали (рис. 5.22).

Скорость диффузии и, следовательно, толщина слоя возрастают с повышением температуры и длительности процесса ХТО. При этом наблюдается параболическая зависимость от времени (рис. 5.22, а), а от температуры — значительно более сильная — экспоненциальная (рис. 5.22, б). Поэтому повышение температуры более эффективно увеличивает величину слоя.

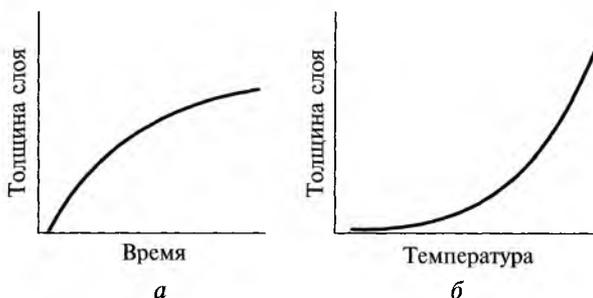


Рис. 5.22. Зависимость толщины диффузионного слоя от параметров процесса:

a — времени; *б* — температуры

В промышленности наиболее широко применяют следующие виды ХТО: цементацию, азотирование, нитроцементацию (цианирование), а также диффузионную (в отличие от гальванической) металлизацию.

Цементация — это процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стальных деталей *углеродом*. Цементацию проводят для низкоуглеродистых сталей, содержащих до 0,25...0,3 % углерода, которые называют *цементуемыми*. Это доэвтектоидные стали, их структура в равновесном (отожженном) состоянии — феррит (большая часть) и перлит. Твердость и прочность этих сталей низкие, а пластичность и ударная вязкость высокие. Из-за низкого содержания углерода они практически не закаляются.

Цементацию проводят в *карбюризаторах*, средах, содержащих углерод, при 900...950 °С, т.е. выше точки A_{c3} — в области устойчивого аустенита (см. рис. 4.2). Выбор температуры объясняется тем, что растворимость углерода в аустените значительно выше, чем в феррите: до 2,14 % в аустените и 0,02 % в феррите, что соответствует точкам *E* и *P* диаграммы состояния Fe—Fe₃C (см. рис. 4.2). Чем выше температура нагрева, тем больше углерода может раствориться в аустените, но при этом растет размер его зерна. Скорость насыщения составляет примерно 0,1 мм/ч. Таким образом, для получения цементованного слоя глубиной 1 мм требуется не менее 10 ч.

Концентрация углерода в цементованном слое убывает от поверхности к сердцевине детали (рис. 5.23). В связи с этим после медленного охлаждения в структуре слоя можно различить три зоны: заэвтектоидную, эвтектоидную и доэвтектоидную со структурами соответственно $\Pi + \Pi_{II}$; Π и $\Pi + \Phi$ (см. рис. 4.2). За *эффективную величину* цементованного слоя принимают глубину до структуры доэвтектоидной стали, состоящей примерно

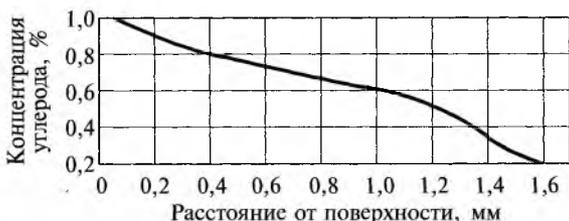


Рис. 5.23. Изменение концентрации углерода в цементованном слое

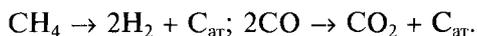
из 50 % феррита и 50 % перлита (с содержанием до 0,4...0,45 % углерода).

Наличие зон с постепенно меняющейся твердостью обеспечивает ее плавное снижение от поверхности к сердцевине деталей, что исключает появление концентраторов напряжений, возникающих при резком перепаде твердости.

Применяют две технологии цементации: твердую и газовую. *Твердая цементация* осуществляется в карбюризаторе, содержащем активированный древесный уголь (70 %) и порошки: BaCO_3 (25 %) для интенсификации процесса и CaCO_3 (5 %) для предотвращения спекания угольных гранул. Детали укладывают рядами в стальные сварные или чугунные ящики (контейнеры). Дно ящика и каждый ряд деталей засыпают слоем карбюризатора. Ящик закрывают крышкой, герметизируют соединение огнеупорной глиной, а затем помещают в печь. Углерод древесного угля взаимодействует с кислородом воздуха, имеющегося в цементационном ящике, и углекислым барием, образуя оксид углерода CO : $\text{BaCO}_3 + \text{C} \rightarrow \text{BaO} + 2\text{CO}$, который диссоциирует с образованием атомарного углерода $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}_{\text{ат}}$.

Образующийся атомарный углерод адсорбируется на поверхности стальных деталей и диффундирует вглубь, растворяясь в аустените. К недостаткам такой технологии следует отнести невозможность регулирования степени насыщения поверхности деталей углеродом, а также более низкую скорость цементации по сравнению с газовой (в 2 раза меньше), поскольку необходимо время для прогрева контейнеров и смеси. Твердая цементация применяется в условиях единичного и мелкосерийного производства, отличается простотой выполнения, не требует специального оборудования.

Газовая цементация характерна для серийного и более масштабного производства. Она осуществляется в среде газов, содержащих углерод. Наиболее часто используется карбюризатор, состоящий из смеси метана CH_4 (природный газ) и оксида углерода CO , при диссоциации которых образуется атомарный углерод:



Газовая цементация позволяет обеспечить заданную концентрацию углерода в слое, механизацию и автоматизацию процесса. Кроме того, процесс занимает меньше времени.

Сама по себе цементация не обеспечивает выполнения главной задачи — получения высокой твердости и износостойкости поверхности деталей. Она только создает выгодное распределение углерода по сечению детали. Необходимое упрочнение поверхностного слоя достигается последующей после цементации термической обработкой, состоящей из закалки и низкого отпуска (160...180 °С). Применяют различные технологии закалки в зависимости от требований к прочности поверхностного слоя и сердцевины деталей (рис. 5.24).

Для деталей, от которых требуется только поверхностная твердость, а прочие механические свойства не лимитируют работоспособности, закалку выполняют от температуры цементационного нагрева. Технология может быть реализована только при газовой цементации. Деталь, извлеченную из печи, охлаждают на воздухе до закалочной температуры (подстуживают), а затем окончательно охлаждают в закалочной среде (рис. 5.24, а). Подстуживание позволяет снизить термические закалочные напряжения. Такая технология является наиболее экономичной и легко подвергается автоматизации. Однако сталь имеет крупнозернистое строение и пониженные прочность и ударную вязкость. Более удовлетворительные свойства после такой обработки получают наследственно мелкозернистые стали.

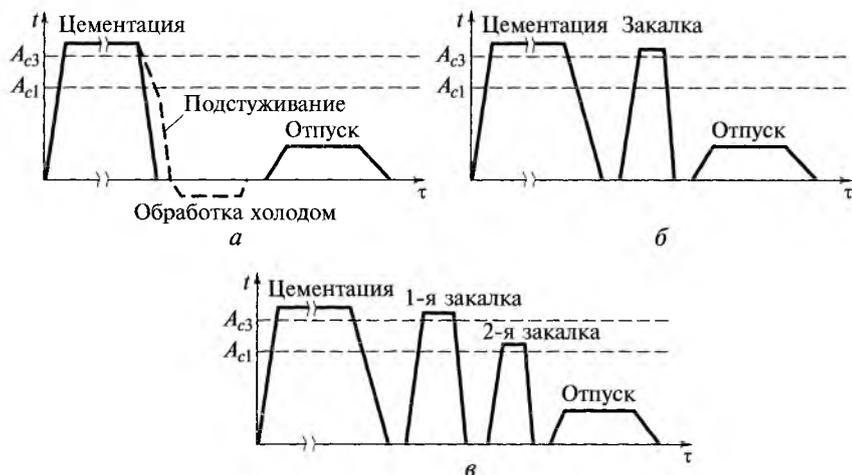


Рис. 5.24. Технологии цементации и последующей термической обработки: а — закалка от цементационного нагрева с подстуживанием; б — одинарная закалка; в — двойная закалка

Наиболее распространенная технология — закалка деталей до — полнительным нагревом после их охлаждения от температуры цементации до цеховой. В этом случае закалку выполняют от температур 820...850 °С (рис. 5.24, б), которые несколько выше температур, обычно используемых при закалке заэвтектоидных сталей (780...800 °С). При этом в результате перекристаллизации измельчается зерно не только цементованного слоя, но и частично сердцевины, потому что при закалке от таких температур сердцевина подвергается неполной закалке (см. подразд. 5.3.1 и рис. 5.15). На поверхности образуется структура мелкоиглочатого мартенсита, вторичного цементита и остаточного аустенита (5...8 %).

Тяжелонагруженные детали, для которых необходимы высокие прочность и ударная вязкость сердцевины, после цементации подвергают двойной закалке (рис. 5.24, в). Первая закалка выполняется от температуры выше точки A_{c3} . Структура сердцевины (это структура доэвтектоидной стали) при этом проходит полную перекристаллизацию и становится мелкозернистой. Однако в результате этой первой закалики на поверхности образуется структура крупноиглочатого мартенсита пониженной прочности. Вторая закалка выполняется от температуры несколько выше точки A_{c1} (750...780 °С) для измельчения зерна цементованного слоя (это структура заэвтектоидной стали), перегретого при первой закалке. Недостаток такой технологии — повышенное коробление деталей в результате двойной закалики.

Структура сердцевины зависит от состава стали. Для деталей из углеродистых сталей — это феррит и перлит; легированных — сорбит, троостит или низкоуглеродистый мартенсит в зависимости от уровня легирования стали. После цементации, закалики и низкого отпуска твердость поверхностного слоя составляет 58...62 HRC, а сердцевины — около 20 HRC для углеродистых сталей и 25...45 HRC для легированных. Таким образом, у деталей достигается сочетание высокой твердости поверхности (обеспечивается износостойкость) и высокой ударной вязкости сердцевины (хорошее сопротивление ударным нагрузкам).

Цементации подвергают детали, работающие в условиях повышенного изнашивания и динамических нагрузок (например, зубчатые колеса, червяки, кулачки, распределительные валики и т. п.). Цементации может подвергаться не вся поверхность изделия. В этом случае участки, не подлежащие цементации, защищают гальваническим омеднением либо специальными обмазками.

Типичный технологический процесс изготовления детали, упрочняемой цементацией и последующей термообработкой:

- заготовительная операция;
- предварительная механическая обработка (включая шлифование);

- защита участков детали, которые не следует упрочнять;
- цементация;
- закалка;
- низкий отпуск;
- финишная обработка (шлифование).

После цементации и последующей термической обработки возникают деформации, поэтому проведение финишной обработки обязательно. Наиболее распространенная толщина цементованного слоя детали 0,8...1,2 мм, следовательно, при цементации следует получать слой большей толщины — 1,2...1,5 мм с учетом припуска на шлифование.

Азотирование — это насыщение поверхности стали азотом. Процесс осуществляется в среде аммиака в интервале температур 480...560 °С. При таких температурах происходит диссоциация аммиака с образованием атомарного азота ($2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 3\text{H}_2$), который диффундирует в поверхностные слои детали. Растворимость в стали азота больше, чем углерода, — 0,1 % при 591 °С.

Азотирование применяют для среднеуглеродистых легированных сталей, содержащих Cr, Mo, V, Al, потому что углеродистые стали при азотировании практически не упрочняются (рис. 5.25, а). Азот образует с легирующими элементами устойчивые нитриды, которые придают азотированному слою высокую твердость. Наибольшую твердость имеют нитриды алюминия. Твердость поверхности деталей из стали 38Х2МЮА, которая содержит алюминий и была специально разработана для упрочнения азотированием, после азотирования достигает 1100...1200 НВ (см. подразд. 6.3).

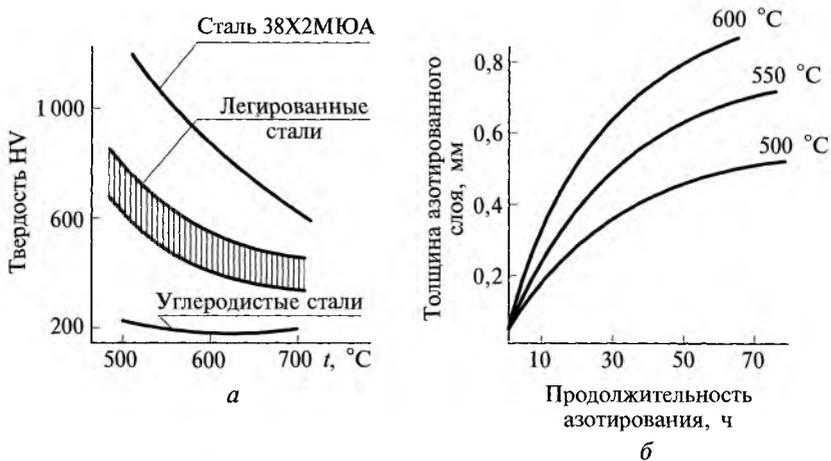


Рис. 5.25. Влияние параметров азотирования на твердость (а) и толщину азотированного слоя (б)

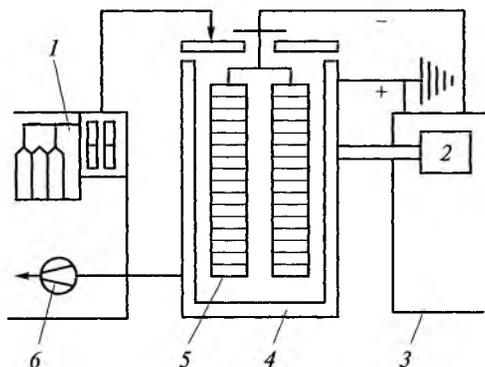


Рис. 5.26. Схема установки ионного азотирования:

1 — система подачи газа; 2 — прибор, регулирующий температуру; 3 — блок электропитания; 4 — вакуумный контейнер; 5 — детали; 6 — вакуумный насос

Обычно процесс азотирования ведут при температурах 500... 520 °С. В этом случае получают слой толщиной до 0,5 мм за 24... 90 ч. Толщина слоя тем больше, чем дольше проходит процесс (рис. 5.25, б). Такая длительность объясняется слабой диффузией азота вследствие низкой температуры проведения процесса. Для ускорения процесса применяют *двухступенчатое азотирование*. Вначале его ведут при 500... 520 °С, а затем при 540... 560 °С. Это ускоряет процесс в 1,5—2 раза при сохранении высокой твердости азотированного слоя. Дальнейшее повышение температуры заметно снижает твердость (см. рис. 5.16, а).

Значительно сократить продолжительность процесса позволяет *ионное азотирование*. Детали помещают в вакуумную камеру (рис. 5.26). Между катодом (деталью) и анодом (вакуумный контейнер) возбуждается тлеющий разряд в среде газа, содержащего атомы и ионы азота. При этом к поверхности детали (катоду) устремляется поток положительно заряженных ионов азота. При ударах ионов о катод выделяется теплота, за счет которой происходит разогрев поверхности детали. При этом растворимость азота в железе повышается, и он диффундирует в деталь. Рабочее давление в камере печи составляет 130... 1300 Па. По сравнению с газовым ионное азотирование имеет ряд преимуществ: меньшую продолжительность процесса, более высокое качество азотированного слоя, пониженную хрупкость слоя.

Перед азотированием детали подвергают термической обработке, состоящей из закалки и высокотемпературного отпуска (улучшения). При этом достигается высокая ударная вязкость. Затем производят механическую обработку, включая шлифование, придающую окончательные размеры изделию. Азоти-

вание может быть окончательной обработкой в технологическом процессе изготовления деталей.

Это возможно, во-первых, потому, что температура азотирования ниже температуры высокого отпуска. Поэтому полученные при улучшении структура и свойства сердцевины детали остаются неизменными. Во-вторых, деформации при азотировании весьма малы и прогнозируемы, так как низкая температура азотирования не вызывает температурных напряжений и ниже температуры ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения, следовательно, не возникает и фазовых напряжений. Размеры деталей изменяются за счет увеличения объема собственно азотированного слоя. Но эти изменения прогнозируемы и могут быть учтены корректировкой размеров. В ряде случаев после азотирования проводят доводку — тонкую шлифовку с припуском 0,02...0,05 мм.

Участки, не подлежащие азотированию, защищают тонким слоем (0,001...0,015 мм) олова, нанесенным электролитическим методом, или жидким стеклом.

Типичный технологический процесс изготовления деталей, упрочняемых азотированием:

- заготовительная операция;
- предварительная механическая обработка;
- улучшение (закалка + высокий отпуск);
- окончательная механическая обработка, включая шлифование;
- защита участков детали, которые не следует упрочнять;
- азотирование;
- доводка (при необходимости).

К достоинствам азотирования следует отнести очень высокую твердость поверхности до 1100...1200 HV (70...72 HRC, при цементации не более 60...64 HRC); сохранение твердости при нагреве свыше 500 °С (при цементации не выше 200 °С); коррозионную стойкость слоя. Для повышения коррозионной стойкости изделий проводят кратковременное азотирование при температуре 600...700 °С (15 мин для мелких деталей и 6...10 ч для крупных деталей).

Недостатком по сравнению с цементацией является малая глубина слоя, это определяет слабое сопротивление высоким контактными нагрузкам — твердый слой может продавливаться в мягкую сердцевину. Кроме того, при азотировании наблюдается весьма резкий перепад твердости от упрочненного слоя к неупрочненному, являющийся концентратором напряжений.

Азотированию подвергают детали, определяющие точность оборудования, от которых требуется весьма высокая износостойкость: гильзы координатно-расточных станков, шпиндели шлифовальных станков, гильзы цилиндров, а также некоторые виды режущего (метчики) и штампового (вытяжные пуансоны) инструмента.

Нитроцементация и цианирование. Нитроцементацией и цианированием называют процессы диффузионного насыщения поверхностных слоев стальных изделий одновременно углеродом и азотом. Нитроцементация осуществляется в газовой среде, цианирование — в жидкой среде.

Нитроцементация выполняется в среде, состоящей из науглероживающего газа и аммиака при температурах 840...860 °С в течение 2...10 ч. При этом получают слой толщиной 0,2...0,8 мм (наиболее часто используемый), который содержит 0,7...0,9 % углерода и до 0,3...0,4 % азота. После нитроцементации детали подвергают термической обработке — такой же, как и для цементуемых деталей, т. е. закалке либо непосредственно из печи с подстуживанием до 800...825 °С, либо после повторного нагрева, и низкому отпуску при температуре 160...180 °С. Твердость слоя составляет 58...62 HRC.

По сравнению с газовой цементацией нитроцементация имеет ряд преимуществ. Более низкие температуры процесса не вызывают рост аустенитного зерна и большие деформации. Нитроцементации из-за малых деформаций обычно подвергают детали сложной конфигурации, изготавливаемые из цементуемых сталей.

Нитроцементацию широко используют в автомобильной и автотракторной промышленности. Остаточный аустенит обеспечивает хорошую приработываемость трущихся деталей (например, он обеспечивает бесшумную работу автомобильных шестерен).

Цианирование выполняется в расплавах солей, содержащих в качестве источника углерода и азота цианогруппу CN: цианида натрия NaCN, желтой кровяной соли $K_4Fe(CN)_6$ и некоторых других. Цианирование проводят путем погружения изделий в ванну, которая наполнена расплавом. Толщина получаемого слоя зависит от температуры процесса и его продолжительности (рис. 5.27). Различают высокотемпературное, среднетемпературное и низкотемпературное цианирование.

Высокотемпературное цианирование проводят при 930...950 °С. В этом интервале температуру поверхность деталей насыщается в большей степени углеродом (до 0,8...1,2 % C) и в меньшей — азотом (до 0,2...0,3 % N). Строение цианированного слоя аналогично цементованному. После высокотемпературного цианирования детали охлаждают на воздухе, а затем подвергают закалке и низкому отпуску. Глубина упрочненного слоя составляет 0,5...2,0 мм; продолжительность процесса — 1,5...6 ч. Высокотемпературное цианирование применяют вместо цементации для ответственных деталей машин из цементуемых сталей, работающих в условиях повышенного износа.

Среднетемпературное цианирование проводят при 820...860 °С в течение 30...90 мин. При этом получают слой небольшой глуби-

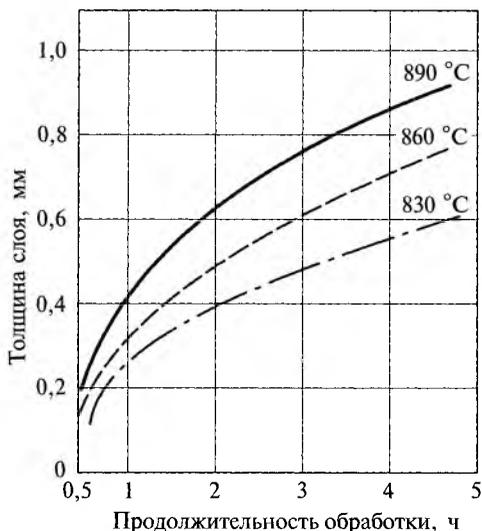


Рис. 5.27. Зависимость толщины цианированного слоя от времени и температуры обработки

ны (0,15...0,35 мм), содержащий 0,7 % С и 0,8...1,2 % N. Невысокие температуры процесса позволяют выполнять последующую закалку непосредственно от температуры цианирования. После закалки следует низкий отпуск. Этот вид цианирования применяют для упрочнения мелких деталей.

Низкотемпературное цианирование проводят при температурах 520...700 °С в течение 0,5...3 ч. При этих температурах слой насыщается в основном азотом. На поверхности образуется тонкий слой (6...20 мкм) весьма твердых карбонитридов $Fe_3(N, C)$, под которым располагается слой легированного азотом феррита, обладающего повышенной твердостью, толщиной 0,2...0,5 мм.

Такая обработка применяется для деталей, работающих в условиях повышенного изнашивания: втулок, зубчатых колес небольших размеров, штоков клапанов автомобильных двигателей, а также инструментов из быстрорежущих сталей.

Преимущества цианирования перед цементацией: меньшая продолжительность процесса; более высокая износостойкость упрочненного слоя; меньшие деформации и коробление; возможность упрочнения только части детали, погруженной в ванну.

Главные недостатки процесса: высокие токсичность и стоимость цианистых солей. Цианирование проводят в специальных помещениях, обеспечивают хорошую вытяжку от зеркала ванн.

Диффузионная металлизация — это процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стали металлами.

Алитирование — процесс насыщения поверхности стали алюминием, который проводят при 900...1000 °С в течение 3...12 ч.

В результате алитирования сталь приобретает высокую окислительную стойкость (до 850...900 °С) и коррозионную стойкость в атмосфере и ряде агрессивных сред. Алитированию подвергают трубы, инструмент для литья цветных сплавов, чехлы термометров, детали газогенераторных машин и т.д.

Хромирование — поверхностное насыщение хромом, которое проводят для повышения коррозионной стойкости, кислородостойкости и окислительной стойкости (до 850 °С). Хромирование средне- и высокоуглеродистых сталей повышает твердость и износостойкость.

Хромирование чаще всего проводят в порошкообразных смесях, состоящих из 50 % металлического хрома или феррохрома, 49 % оксида алюминия и 1 % хлорида аммония, при 1000...1050 °С. Диффузионный слой, получаемый при хромировании углеродистых сталей, состоит из карбидов хрома, в которых растворено некоторое количество атомов железа. Этот слой имеет высокую твердость 1200...1300 НВ. Толщина хромированного слоя достигает 0,015...0,020 мм при длительности процесса 6...15 ч.

Хромирование применяют для пароводяной арматуры, клапанов, вентилях, а также деталей, работающих в агрессивных средах.

Разработаны технологии *титанирования* (насыщения титаном) и *цинкования* (насыщение цинком) стальных деталей.

5.5.3. Поверхностная закалка

Общие сведения. Технологии *поверхностной закалки* применяют для получения высокой твердости поверхностного слоя детали при сохранении ее вязкой сердцевины. Эти технологии основаны на быстром нагреве поверхности детали до температур, значительно превышающих критические точки. При этом происходит неравномерное распределение температуры по сечению детали (рис. 5.28).

Если деталь из *доэвтектоидной стали*, имеющую такое распределение температуры по сечению, быстро охладить, то получим следующие структуры (см. подразд. 5.3.1 и рис. 5.15):

- слой, нагретый выше A_{c3} , I зона (см. рис. 5.28), подвергнется полной закалке, получит структуру мартенсита и высокую твердость;
- слой, нагретый выше A_{c1} , но ниже A_{c3} , II зона, подвергнется неполной закалке, его структура — мартенсит и феррит, причем по мере удаления от поверхности количество феррита будет расти, а твердость снижаться до исходной;
- сердцевина, III зона, нагревается ниже A_{c1} и не претерпевает никаких превращений при охлаждении, ее твердость соответствует исходной твердости стали.

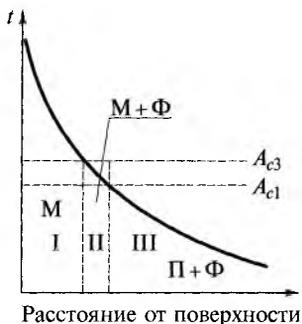


Рис. 5.28. Распределение температуры по сечению детали при поверхностном нагреве:

М — мартенсит; Ф — феррит; П — перлит

Наличие переходного слоя (зона II) обеспечивает плавное снижение твердости от поверхности к сердцевине деталей; исключает появление концентраторов напряжений, возникающих при резком перепаде твердости.

При данной закалке поверхностные слои металла нагреваются значительно выше A_{c3} , однако это не приводит к перегреву, так как скорость нагрева очень велика и зерно аустенита не успевает вырасти. Поверхностная закалка весьма производительна, время нагрева несравнимо меньше, чем при ХТО, — секунды или минуты в зависимости от размеров детали. Если продолжительность поверхностной закалки соизмерима с длительностью операций механической обработки, возможно ее проведение в механических цехах. Это актуально для крупномасштабного производства, так как позволяет более полно автоматизировать технологический процесс, изготавливая детали в общем потоке.

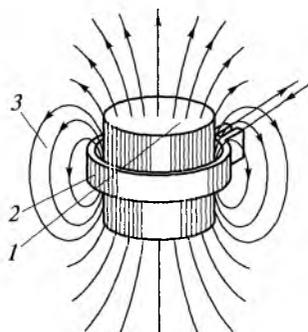
Наиболее распространенными методами поверхностного нагрева являются индукционный нагрев токами высокой и промышленной частоты, нагрев кислородно-ацетиленовым пламенем, нагрев в водном электролите при пропускании электрического тока, контактный нагрев электротокком, лазерный нагрев.

Индукционный нагрев токами высокой частоты. Эта технология наиболее широко применяется в промышленности. Нагрев токами высокой частоты (ТВЧ) осуществляется за счет теплового воздействия тока, индуцируемого в детали, которую помещают в переменное магнитное поле.

В основе индукционного нагрева лежит явление *электромагнитной индукции*. При прохождении переменного электрического тока через замкнутый токопроводящий контур возникает переменное магнитное поле. Если в переменное магнитное поле поместить другой проводник, то в нем индуцируется электрический ток той же частоты, что и в индукторе (поле).

В промышленных установках контур представляет собой один или несколько витков медной полый трубки или шины. Его называют *индуктором* (рис. 5.29). Для нагрева деталь 1, являющуюся массивным проводником, помещают в индуктор 2. При протекании по индуктору электрического тока высокой частоты создается переменное магнитное поле, силовые линии которого 3 пронизывают установленную в индуктор деталь. В результате в поверх-

Рис. 5.29. Схема индукционного нагрева ТВЧ:
1 — деталь; 2 — индуктор; 3 — силовые линии магнитного поля



ностном слое детали возникают вихревые токи (токи Фуко), вызывающие нагрев этого слоя до высоких температур бесконтактным способом.

Плотность тока по сечению изделия неодинакова. В основном токи высокой частоты протекают в поверхностном слое. Это явление называется *поверхностным эффектом*. Неравномерное распределение токов по сечению изделия приводит к неравномерному нагреву: поверхностные слои нагреваются очень быстро, а сердцевина либо совсем не нагревается, либо нагревается только за счет теплопроводности стали.

Толщина прогреваемого (закаленного) слоя y , мм, определяется по формуле

$$y = 5030 \cdot 4\pi \sqrt{\rho / (\mu f)},$$

где ρ — удельное электрическое сопротивление, Ом·м; μ — магнитная проницаемость, Гн/м; f — частота тока, Гц.

Из формулы видно, что чем выше частота тока, тем меньше толщина закаленного слоя. Для получения слоя толщиной 1 мм оптимальная частота тока должна составлять примерно 60 кГц, для слоя 2 мм — около 15 кГц и для слоя 4 мм — 4 кГц. Частота тока определяется типом высокочастотного генератора. Полупроводниковые (тиристорные) и машинные генераторы обеспечивают получение тока частотой 0,5... 10 кГц, ламповые — 60... 440 кГц.

Важной особенностью индукционного нагрева под закалку является его высокая скорость — 100... 1000 °C/с. Она уменьшается при повышении температуры выше точки Кюри (768 °C) вследствие потери сталью магнитных свойств — перехода из ферромагнитного в парамагнитное состояние (рис. 5.30).

Скорость нагрева токами высокой частоты во много раз превышает скорость нагрева в печах. Поэтому превращение перлита в аустенит сдвигается в область более высоких температур. Чем

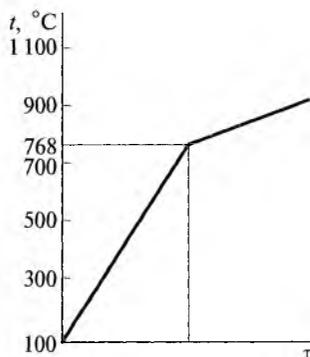


Рис. 5.30. График индукционного нагрева

больше скорость нагрева при температурах фазовых превращений, тем выше должна быть температура закалки для получения оптимальной структуры и максимальной твердости. Так, при печном нагреве температура закалки стали с 0,4 % С составляет 840...860 °С, при нагреве ТВЧ со скоростью 250 °С/с — 880...920 °С, а при скорости нагрева 500 °С/с — 960...1020 °С.

Несмотря на более высокие температуры закалки, действительный размер зерна аустенита при нагреве ТВЧ меньше, чем при обычной закалке. Это объясняется высокой скоростью нагрева и отсутствием изотермической выдержки.

После индукционной закалки по сечению изделия формируется различная микроструктура: закаленный слой — мелкоигольчатый мартенсит, переходный слой — мартенсит и феррит, а сердцевина имеет исходную структуру (см. рис. 5.28). Поверхностные слои детали после закалки ТВЧ получают большую твердость, чем деталь после обычной закалки. Так, твердость стали с 0,4 % С составляет не более 52...54 HRC после объемной закалки и 56...58 HRC после закалки ТВЧ.

Охлаждение при закалке ТВЧ производится либо погружением в охлаждающую жидкость, находящуюся в закалочном баке, либо опрыскиванием охлаждающей жидкостью с помощью душевого устройства (спрейера). В качестве охлаждающей жидкости обычно используют подогретую воду (30...40 °С) или эмульсию.

В зависимости от конструкции и размеров деталей применяют разные способы нагрева:

- *одновременный нагрев* применяют для деталей небольших габаритов (например, втулки небольшой высоты, мелко модульные зубчатые колеса), индуктор при этом охватывает всю деталь, охлаждение производят погружением в жидкость или спрейером;

- *последовательный* (поочередный) нагрев применяют, когда необходимо упрочнить не всю деталь, а лишь отдельные ее участки (например, закалка посадочных шеек валов);

- *непрерывно-последовательный* способ применяют для упрочнения длинномерных деталей. При этом деталь круглого сечения вращается вокруг собственной оси и перемещается сверху вниз относительно неподвижных индуктора и спрейера. Иногда, наоборот, индуктор и спрейер перемещаются относительно детали (закалка плоских направляющих станка). Скорость передвижения детали (или индуктора) составляет 0,3...3,0 см/с. Непрерывно-последовательный способ применяют для упрочнения заготовок валов, осей, ходовых винтов и др.

После закалки с нагревом ТВЧ детали подвергают *низкому отпуску* при 160...200 °С для сохранения высокой твердости поверхности. Отпуск выполняют в электрических или газовых печах. Реже используют индукционный нагрев токами промышленной частоты (50 Гц) со значительно меньшей скоростью нагрева (15...20 °С/с).

Закалке токами высокой частоты подвергают детали, изготавливаемые в основном из конструкционных среднеуглеродистых сталей с 0,40...0,55 % углерода. Легированные стали используются редко, так как при поверхностной закалке нет необходимости в увеличении прокаливаемости.

Глубину закаленного слоя обычно назначают в пределах 0,8...1,2 мм. Этот слой обладает высокой твердостью. Сердцевина с ферритно-перлитной структурой обеспечивает достаточно хорошую ударную вязкость и имеет более высокую прочность, чем в цементованных деталях (из-за большего содержания углерода в этих сталях, чем в цементуемых, в их структуре больше перлита, обладающего повышенной твердостью и прочностью по сравнению с ферритом). Кроме того, при необходимости перед закалкой ТВЧ производят упрочнение сердцевины путем улучшения (закалки и высокого отпуска) или нормализации.

Таким образом, закалка ТВЧ особенно эффективна для изготовления тяжело нагруженных деталей, работающих в условиях повышенных износа, динамических и знакопеременных нагрузок (зубчатые колеса, валы и т. п.). Закалка токами высокой частоты в 2—2,5 раза повышает предел выносливости. Это связано с тем, что в поверхностном слое возникают большие сжимающие напряжения. Они уменьшают опасные рабочие растягивающие напряжения, возникающие в процессе эксплуатации, на поверхности детали.

Закалке ТВЧ подвергают также некоторые режущие инструменты, изготавливаемые из углеродистых и легированных инструментальных сталей (напильники, ножовочные полотна). После закалки ТВЧ и низкого отпуска структура поверхности — мартенсит, цементит вторичный, а твердость составляет 62...65 HRC. Сердцевина сохраняет структуру перлита и цементита вторичного.

Используя индукторы разной конструкции можно осуществлять закалку ТВЧ как круглых, так и плоских деталей (рис. 5.31).

Закалка с индукционным нагревом ТВЧ имеет следующие преимущества:

- высокая производительность из-за высокой скорости нагрева;
- возможность автоматизации процесса, что важно в условиях массового и крупносерийного производства;
- возможность местного нагрева;
- отсутствие обезуглероживания из-за малого времени нагрева (секунды);
- значительно меньшие, чем при объемной закалке, деформации (коробление), так как нагреваются только поверхностные слои;
- благоприятное распределение твердости по сечению детали.

Основные недостатки: невозможность применения для деталей сложной конфигурации, а также дороговизна оснастки.

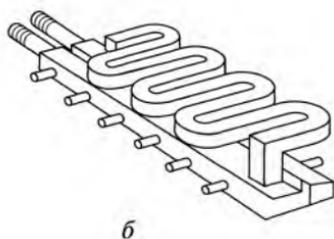
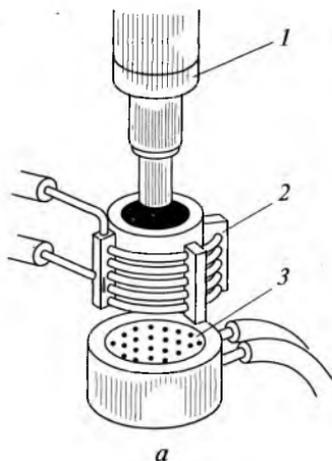


Рис. 5.31. Конструкции кольцевого (а) и зигзагообразного индукторов (б):

1 — деталь; 2 — индуктор; 3 — спрейер

Типичный технологический процесс изготовления деталей, упрочняемых закалкой ТВЧ:

- заготовительная операция;
- предварительная механическая обработка;
- улучшение (закалка + высокий отпуск);
- полустружковая механическая обработка (включая шлифование);
- закалка ТВЧ (на глубину большую, чем в чертеже, с учетом припуска на шлифование);
- низкий отпуск;
- финишная обработка.

Закалка в электролите. Этот вид поверхностной закалки основан на физическом явлении, называемом эффектом нагрева катода.

В ванну 1 с электролитом 2 (5...10%-ный раствор кальцинированной соды) опускают закаливаемую деталь 3 (рис. 5.32).

Деталь присоединяют к отрицательному полюсу источника постоянного тока напряжением 220...250 В, а корпус ванны — к положительному полюсу.

При пропускании электрического тока через электролит происходит диссоциация электролита и положительно заряженные ионы водорода устремляются к поверхности детали, образуя водородную рубашку 4.

Водородная оболочка обладает большим сопротивлением, поэтому при прохождении электрического тока она нагревается до высоких температур, разогревая поверхность детали.

После нагрева поверхности детали до необходимой температуры

Рис. 5.32. Нагрев в электролите:

1 — ванна; 2 — электролит; 3 — деталь; 4 — пузырьки водорода

ры ток отключают, а охлаждающей средой является электролит, что технологично.

При закалке в электролите температура плавно падает от поверхности детали к сердцевине, что способствует снижению остаточных растягивающих напряжений и предотвращает образование закалочных трещин.

В результате закалки в поверхностном слое получают мартенсит, а в сердцевине — сорбитообразный перлит и феррит.

Поверхностная закалка при контактном нагреве. Нагрев осуществляется за счет того, что электрический ток напряжением от 2 до 8 В подается от трансформатора к детали 1 и к медному ролику 2 диаметром 200...300 мм шириной 10...15 мм (рис. 5.33). Нагрев поверхности осуществляется за счет теплоты, выделяемой в месте контакта медного ролика и детали. Плотность тока по ширине ролика равна 1500...5000 А/мм.

Обрабатываемая деталь вращается, а медный ролик перемещается со скоростью 5...8 мм/с, оставляя за собой нагретый участок 3. Охлаждение нагретой поверхности осуществляется из спрейдера, который движется за роликом.

Этот способ поверхностной закалки применим только для тел вращения, что существенно ограничивает его использование.

Газопламенный нагрев. Подобный нагрев осуществляется ацетилено-кислородным пламенем с помощью специальной горелки. Раскаленные продукты горения вылетают из отверстий сопла горелки (рис. 5.34) со скоростью до 100 м/с. За счет высокой температуры пламени (2400...3150 °С) поверхность изделия быстро нагревается до температуры закалки, а сердцевина

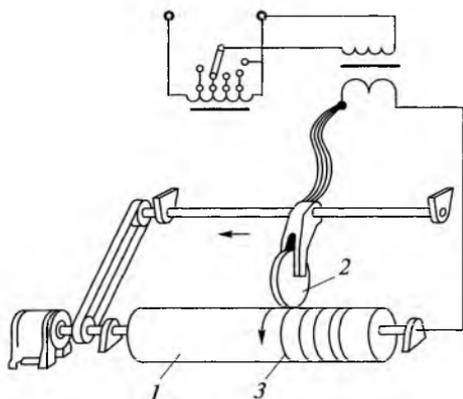


Рис. 5.33. Схема поверхностного контактного электрического нагрева:

1 — деталь; 2 — медный ролик; 3 — нагретый слой

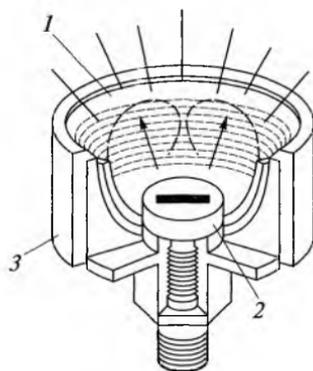


Рис. 5.34. Горелка скоростного нагрева:

1 — отражатель; 2 — сопло; 3 — кожух

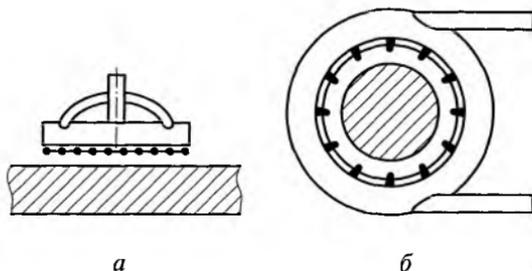


Рис. 5.35. Наконечники для пламенной закалки плоской (а) и цилиндрической (б) поверхностей

нагреться не успевает. Толщину прогреваемого слоя (обычно ее назначают в пределах 2...4 мм) можно регулировать с помощью скорости перемещения горелки относительно нагреваемой детали и расхода сжигаемой газовой смеси. Горелки могут иметь наконечники различной формы (рис. 5.35) в зависимости от конфигурации обрабатываемой детали. После нагрева производят быстрое охлаждение погружением в воду, а наиболее часто спрейером.

Тонкий поверхностный слой (0,5...1,0 мм) закаливается, приобретая структуру мартенсита с твердостью до 56 HRC, структура нижележащих слоев — мартенсит и троостит. Сердцевина сохраняет исходную структуру отожженной стали (феррит и перлит) и исходную твердость. Закалка с газопламенным нагревом вызывает меньшие деформации, чем объемная, и сохраняет чистую поверхность без следов окисления. Перед закалкой детали подвергают отжигу или нормализации.

В ряде случаев пламенная закалка является единственно возможным способом получения высокой поверхностной твердости (например, очень крупные детали). Газопламенный нагрев широко применяется для закалки крупных деталей, например металлургического оборудования (прокатных валков, валов, роликов для правки листов и т. п.), а также в ремонтном производстве.

Лазерный нагрев. Детали нагревают твердотельными (оптическими) или газовыми (CO_2) лазерами. Лазерное излучение распространяется очень узким пучком с высокой концентрацией световой энергии, которая на поверхности закаливаемой детали трансформируется в тепловую. Оптические лазеры позволяют вести импульсный нагрев, газовые — непрерывный. При импульсном излучении на поверхности деталей образуются *пятна закалки* диаметром до 5 мм; при непрерывном — *полоса* шириной до 3 мм.

Для нагрева всей поверхности осуществляется перемещение детали относительно лазерного луча. При этом в зависимости от условий эксплуатации закалку проводят с перекрытием

или без перекрытия нагреваемых полос (пятен). Под действием лазерного излучения поверхность детали очень быстро ($10^{-7} \dots 10^{-3}$ с) нагревается до высоких температур. Распространение теплоты в нижележащие слои совершается в результате теплопроводности. Принудительного охлаждения при лазерной закалке не требуется, закалка нагретых участков происходит благодаря интенсивному отводу тепла в глубь металла.

Лазеры непрерывного излучения обеспечивают высокую производительность, равномерность упрочнения и позволяют обрабатывать сложные поверхности. *Толщина упрочняемого слоя* составляет 0,3... 1,0 мм.

Лазерная закалка применяется для упрочнения отдельных поверхностей деталей, а также деталей сложной формы, работоспособность которых определяется износостойкостью и усталостной прочностью, а поверхностное упрочнение другими способами затруднено.

5.6. Условия нагрева и охлаждения при термической обработке

Нагрев заготовок. Состояние поверхности металла при нагреве зависит от *нагревательных сред*, которые подразделяются на активные, обычные и защитные.

Активные среды применяют при выполнении химико-термической обработки, они были рассмотрены выше (см. подразд. 5.5.1).

К *обычным средам* относится *воздух* — атмосфера электропечей и *продукты сгорания газов* — атмосфера газовых печей. При нагреве в этих средах происходят реакции металла с печной атмосферой. Окисление стали начинается при 200°C (при этом появляются цвета побежалости). Повышение температуры усиливает окисление и вызывает появление *окалины* — на стальных заготовках образуются рыхлые, слабо связанные с основным металлом оксиды железа. При температуре свыше 700°C начинается *обезуглероживание* поверхности стальных заготовок. Эти процессы развиваются тем интенсивнее, чем выше температура и больше продолжительность выдержки. Поэтому при нагреве в печах с обычной атмосферой целесообразно уменьшать время нахождения металла при высоких температурах.

Защитные среды предохраняют стали от окисления, образования окалины и обезуглероживания. В промышленности используют газовые и жидкие среды.

Газовые эндотермические и *экзотермические* атмосферы получают сжиганием *природного газа* при определенном соотношении с воздухом. Эти атмосферы позволяют выполнять термическую обработку при температурах $650 \dots 1100^\circ\text{C}$, сохраняя свет-

лую поверхность заготовок. Однако они не являются универсальными, потому что одни операции термической обработки выполняются при более низких температурах (например, отпуск сталей), а другие, напротив, при более высоких.

Идеальной защитной средой является атмосфера, состоящая из *инертных газов* — аргона, гелия. Однако из-за высокой стоимости они не нашли широкого применения.

В промышленности достаточно широко используют нагрев в *вакууме*, который не только обеспечивает надежную защиту от окисления и обезуглероживания, но также способствует дегазации металла.

В газовых средах выполняется нагрев для осуществления практически всех видов термической обработки: отжига и нормализации, закалки и отпуска.

Жидкие среды используют в качестве нагревающих и охлаждающих. Их применяют для нагрева под закалку, отпуска, а также для охлаждения при закалке, например при проведении изотермической закалки (см. рис. 5.15). Приведем некоторые составы с различными интервалами температур применения, которые с одной стороны ограничены температурой плавления, с другой — температурой кипения, и, таким образом, используются для проведения различных операций термической обработки.

Так, смесь, состоящая из 45 % NaNO_3 и 55 % KNO_3 работоспособна в интервале температур 160...650 °С, который охватывает температуры отпусков всех видов (низкого, среднего и высокого).

Закалочные смеси охватывают весьма широкий интервал температур, их использование позволяет выполнить закалку практически любой стали. Например, от 750...850 °С выполняется закалка углеродистых доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей; от температуры свыше 1200 °С — закалка быстрорежущих сталей.

Состав и рабочие температуры закалочных смесей приведены ниже:

Состав смеси, мас. %	Температуры применения, °С
BaCl_2 (65 %) + KCl (30 %) + NaCl (5 %).....	750... 850
BaCl_2 (83 %) + BaF_2 (17 %).....	900... 1100
BaCl_2 (95 %) + MgF_2 (5 %).....	950... 1350
BaCl_2 (100 %).....	1020... 1320

Выбор времени нагрева. Общее время нахождения деталей в печи складывается из времени нагрева до заданной температуры τ_n и времени выдержки при этой температуре τ_b .

Время выдержки τ_b достаточно регламентировано, оно определяется структурными превращениями, которые должны пройти во всем объеме заготовок (например, полное превращение перли-

та в аустенит), поэтому сильно изменять эту составляющую общего времени не удастся.

Временем нагрева до заданной температуры τ_n варьировать можно, эта составляющая общего времени зависит от многих факторов.

Прежде всего скорость нагрева металла можно изменять, используя разные технологии. Самая высокая скорость обеспечивается при нагреве ТВЧ до $1000^\circ\text{C}/\text{с}$. Скорость нагрева в жидких средах (расплавах солей) составляет около $10^\circ\text{C}/\text{с}$, а в печах с воздушной (газовой) атмосферой она значительно ниже — примерно $1^\circ\text{C}/\text{с}$. Однако не все способы нагрева являются универсальными, поэтому они не взаимозаменяемы.

Наибольшую скорость обеспечивают технологии поверхностного нагрева. Однако их применение ограничено применением главным образом для поверхностной закалки. Также не универсальны жидкие среды, в основном их используют для закалки и отпуска. Наиболее универсальным является оборудование с газовыми (вакуумной) средами — печи, в которых проводят все виды термической обработки.

При использовании защитных атмосфер увеличение общего времени нагрева не столь существенно. Напротив, при нагреве в печах с обычной атмосферой оно должно быть минимальным для того, чтобы снизить негативные явления (окисление, обезуглероживание и др.). Однако произвольно увеличивать скорость нагрева нельзя, необходимо учитывать целый ряд факторов: химический состав стали, габариты и конструкцию деталей и т.п.

Прежде всего следует помнить о теплопроводности стали, которая зависит от ее химического состава. Быстрый нагрев сталей с низкой теплопроводностью вызовет появление напряжений из-за объемных изменений поверхности и сердцевины детали, проходящих неодновременно. Поэтому углеродистые стали, обладающие большей теплопроводностью, чем легированные, можно нагревать быстрее.

Кроме того, скорость нагрева определяется конструкцией детали. Детали простой формы можно нагревать быстро, при этом перепад температур по сечению небольшой. Быстрее можно также нагревать детали из сталей с более однородной структурой.

Скорость нагрева зависит также от массы одновременно нагреваемого металла (садки) и расположения заготовок в печи. Это связано с тем, что перепад температур по объему печи может быть значительным — быстрее нагреваются детали, расположенные ближе к нагревателям.

В практике термической обработки используют режимы, обеспечивающие различную скорость нагрева заготовок.

Медленный нагрев деталей вместе с печью (детали загружают в холодную печь) применяют для крупногабаритных отливок и поковок из легированных сталей. Чем сложнее конфигурация заготовок, тем медленнее следует осуществлять нагрев. При такой технологии продолжительность нагрева наибольшая.

Ускорение нагрева достигается разными способами. Заготовки помещают в уже нагретую до необходимой температуры печь. Время нагрева при этом уменьшается, но увеличивается перепад температур по сечению заготовки и термические напряжения. Еще быстрее произойдет нагрев до заданной температуры, если заготовки загрузить в печь, температура которой значительно превышает необходимую по технологии. Заготовки при этом не перегреваются, так как при их помещении в печь температура резко падает. После этого нагрев до заданной температуры происходит быстро, но растет перепад температур по сечению заготовок, следовательно, увеличиваются термические напряжения.

Для уменьшения перепада температур применяют *нагрев с предварительным подогревом*. Для этого используют две печи. Температура первой печи ниже необходимой — в ней осуществляют подогрев, после чего заготовки переносят во вторую печь для окончательного нагрева. Этот прием применяют и при использовании жидких нагревающих сред. Так, в частности, выполняют закалочный нагрев инструментов из быстрорежущих сталей с высокой температурой закалки (свыше 1200 °С). Предварительный подогрев необходим для предотвращения деформаций, которые возникают, если инструменты сразу, без подогрева, поместить в ванну с такой высокой температурой.

Охлаждение заготовок. При выполнении различных операций термической обработки скорость охлаждения сильно отличается — от очень медленной при отжиге до весьма быстрой, необходимой при закалке некоторых сталей. Эта скорость регулируется средой, в которой происходит охлаждение.

Охлаждение заготовок с печью, т.е. весьма медленное, производится при отжиге. Для всех остальных операций термической обработки охлаждение выполняется с большей скоростью. Несколько быстрее, чем с печью, происходит *охлаждение на воздухе*, его используют при нормализации, а также при закалке сталей с очень высокой прокаливаемостью (воздушно-закаливающиеся стали).

Принципиально скорость охлаждения при закалке определяется прокаливаемостью сталей. Чем она выше, тем медленнее можно производить закалочное охлаждение (см. рис. 5.5). Поэтому для разных сталей используют закалочные жидкости, обеспечивающие различную скорость охлаждения.

Закалочные среды. Охлаждающая (закалочная) среда должна обеспечить высокую скорость охлаждения при температу-

Скорость охлаждения сталей в различных средах

Среда	Скорость охлаждения, °С/с, при температуре, °С		Среда	Скорость охлаждения, °С/с, при температуре, °С	
	550...650	300...200		550...650	300...200
Вода при температуре, °С: 18 30 45	600 500 100	270 270 2700	Эмульсия масла в воде	70	200
			Масло: машинное трансформаторное	150	30
				120	25
10%-ный водный раствор: NaOH NaCl	1200 1100	300 300	Воздух: спокойный	3	1
			под давлением	30	10

рах наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита 550...650 °С (см. рис. 5.6), чтобы предотвратить его распад. Напротив, в интервале температур мартенситного превращения M_n — M_k целесообразно медленное охлаждение для уменьшения закалочных напряжений. Характеристики наиболее применяемых в практике термической обработки закалочных сред приведены в табл. 5.2.

Вода и водные растворы — это дешевые и широко распространенные охладители. Их достоинство — высокая скорость охлаждения в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита, недостаток — также высокая скорость охлаждения в области мартенситного превращения (см. табл. 5.2). Их использование повышает прокаливаемость, но увеличивает вероятность появления деформаций и трещин. Воду используют при закалке углеродистых сталей.

При закалке в воде возможно появление пятнистой твердости (см. подразд. 5.3.4). Для предотвращения этого в качестве закалочных жидкостей используют *водные растворы солей и щелочей*, обладающие более высокой температурой парообразования. Однако при этом резко повышается скорость охлаждения (см. табл. 5.2), что определяет большую величину закалочных напряжений.

Масла обеспечивают значительное снижение скорости охлаждения в интервале M_n — M_k , что ведет к снижению закалочных напряжений и деформаций. Однако при этом замедляется охлаждение в интервале минимальной устойчивости переохлажденного аустенита (см. табл. 5.2), поэто-

му масла используют при закалке легированных сталей с более высокой прокаливаемостью, а не углеродистых.

Эмульсия масла в воде (эмульсии состоят из мельчайших капель жидкости в воде) и *вода с температурой 30... 40 °С* снижают скорость охлаждения в интервале 650... 550 °С (см. табл. 5.2) и, таким образом, вероятность деформаций, одновременно уменьшая прокаливаемость. Эти среды используют при закалке ТВЧ, когда необходимо закалить только поверхность детали.

Для сталей, обладающих глубокой прокаливаемостью, используют в качестве закалочной среды спокойный *воздух*, который обеспечивает очень низкую скорость охлаждения, или воздух под давлением, когда необходимо охлаждать несколько быстрее (см. табл. 5.2). В обоих случаях закалочные напряжения весьма малы.

Охлаждение под *металлическими плитами* также происходит с низкими скоростями. Такое охлаждение совмещает закалку с рихтовкой и практически обеспечивает закалку без деформаций (см. подразд. 5.3.4). Эту технологию можно использовать для сталей глубокой прокаливаемости или при закалке в двух средах, например сначала в масле (для ускорения охлаждения в интервале 650... 550 °С), а затем под плитами — в интервале температур $M_n - M_k$.

При закалке крупногабаритных деталей применяют *водовоздушные смеси*. Их подают на деталь через специальные форсунки. Охлаждающая способность смесей зависит от количества в ней воды и интенсивности подачи — давления воздуха.

Использование в качестве охлаждающих жидкостей *водных растворов полимеров* позволяет менять скорость охлаждения в широких пределах — между скоростями охлаждения в воде и в масле. Их используют при объемной и поверхностной закалке.

Для многих конструкционных сталей температуры M_n лежат в пределах 170... 330 °С. Для их *изотермической закалки*, которая выполняется путем выдержки при температуре несколько выше точки M_n , используют *расплавы солей*. В частности, применяют уже рассмотренную выше смесь NaNO_3 (45 %) и KNO_3 (55 %), работоспособную в интервале 160... 650 °С.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое термическая обработка?
2. Что такое критические точки сталей?
3. Назовите критические точки доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей. Укажите, на каких линиях диаграммы они располагаются.
4. Какие превращения протекают в железе при нагреве и охлаждении?
5. Какие превращения происходят при нагреве до критических точек?

6. Какая диаграмма позволяет описать превращения в стали при разной скорости охлаждения?
7. Опишите превращение при медленном охлаждении стали (перлитное).
8. Опишите превращение при быстром охлаждении стали (мартенситное).
9. Назовите основные операции термической обработки сталей.
10. Что такое отжиг? Укажите его назначение.
11. Что такое нормализация? Укажите цели этой операции для сталей разного состава.
12. Что такое закалка? Укажите цели закалки.
13. Что такое закаливаемость и прокаливаемость? Как они зависят от состава сталей?
14. Почему возникают закалочные напряжения? К чему они могут привести?
15. Как можно снизить закалочные напряжения? Укажите способы закалки, понижающие закалочные напряжения. Как влияет конструкция детали на закалочные напряжения?
16. Что такое отпуск и зачем его выполняют?
17. Укажите виды отпуска, для каких целей предназначены разные виды отпуска? Что такое улучшение?
18. Какие технологии поверхностного упрочнения вы знаете?
19. Назовите основные виды ХТО.
20. Что такое цементация? Какую термическую обработку следует выполнить после цементации?
21. Что такое азотирование? Какую термическую обработку выполняют до азотирования, каковы ее цели?
22. Назовите технологии поверхностной закалки.
23. Какая термическая обработка выполняется после поверхностной закалки?
24. От чего зависит скорость нагрева при термической обработке? В каких случаях можно повысить скорость нагрева?

6.1. Примеси и их влияние на свойства сталей

В сталях промышленного производства, кроме основных элементов (железо, углерод и легирующие элементы в легированных сталях), содержатся различные примеси — постоянные и случайные, они попадают в сталь из вторичного сырья или руд.

Постоянные примеси подразделяются:

- на *вредные* — сера, фосфор и газы (кислород, азот и водород);
- *полезные* — марганец и кремний;
- *случайные* — хром, никель, медь, олово, мышьяк и др., количество которых невелико; они мало влияют на свойства и в дальнейшем не рассматриваются.

Сера образует с железом химическое соединение сульфид железа FeS . Сульфиды значительно снижают ударную вязкость и пластичность. Кроме того, наличие серы в стали может привести к разрушению слитка при пластической деформации (ковка, прокат). Это явление получило название *красноломкость*. В системе $Fe - FeS$ образуется эвтектика, имеющая низкую температуру плавления. При нагреве слитка до температур горячей деформации — $900 \dots 1150^\circ C$ (температуры красного каления) в участках, граничащих с сульфидами, сталь плавится, образуется жидкость. Из-за этого при деформировании слиток разрушается («ломается») или в нем возникают надрывы и трещины. Красноломкость отсутствует при содержании серы в стали $0,025\%$ и менее, так как в этих количествах она растворяется в железе, не образуя сульфидов. Красноломкость устраняют введением в сталь марганца. Марганец восстанавливает железо из его сульфида, образуя собственный тугоплавкий сульфид (температура плавления $1620^\circ C$) в соответствии со следующей реакцией: $FeS + Mn \rightarrow Fe + MnS$.

Фосфор существенно снижает пластичность и ударную вязкость стали, особенно при низких температурах. Фосфор повышает порог хладноломкости (см. подразд. 3.2 и рис. 3.16), это плохо, потому что сталь хрупко разрушается при более высоких температурах. Так, если порог хладноломкости повысился до $20^\circ C$ и выше, сталь становится хрупкой уже при комнатной температуре.

Газы даже в незначительных количествах заметно ухудшают свойства стали. Кислород, азот образуют хрупкие соединения (оксиды и нитриды), что приводит к повышению порога хладноломкости и снижению ударной вязкости. Присутствие водорода вызывает образование флокенов (тонкие трещины овальной или округлой формы) в катаных заготовках и крупных поковках, это сильно охрупчивает сталь.

Марганец и кремний являются полезными примесями — *раскислителями*. Раскисление — это процесс восстановления железа из его оксидов: $\text{FeO} + \text{Mn} \rightarrow \text{Fe} + \text{MnO}$, а также $2\text{FeO} + \text{Si} \rightarrow 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$.

Образующиеся оксиды марганца и кремния всплывают в шлаке, их удаляют вместе с ним перед разливкой металла. Кроме того, марганец устраняет вредное влияние серы, предупреждая появление красноломкости, как это рассмотрено выше; кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка.

6.2. Классификация сталей по качеству

В основу классификации положено содержание в стали серы и фосфора, т.е. вредных примесей. Качество стали тем выше, чем меньше в ней серы и фосфора. По качеству можно выделить следующие основные группы сталей:

- *стали обыкновенного качества*, содержащие до 0,06 % серы и 0,07 % фосфора;
- *качественные стали*, содержащие до 0,04 % серы и 0,035 % фосфора;
- *высококачественные стали*, содержащие до 0,025 % серы и 0,025 % фосфора, выплавляемые в электропечах. Сера в таких количествах растворяется в железе, поэтому сульфиды не образуются, следовательно, высококачественные стали не подвержены красноломкости;
- *особовысококачественные стали* получают путем применения специальных металлургических технологий: электрошлакового переплава (ЭШП) — переплав стали под слоем специального шлака позволяет снизить содержание серы до 0,002...0,008 %; вакуумно-дуговой переплав (ВДП) почти полностью выводит из стали газы.

6.3. Маркировка сталей

Маркировка углеродистых сталей. Углеродистые стали выпускают обыкновенного качества, качественные и высококачественные. Легированные стали — качественные, высококачественные и особовысококачественные.

Стали обыкновенного качества обозначают буквами Ст и цифрой, указывающей порядковый номер стали: Ст0, Ст1, Ст2, Ст3,

Ст4, Ст5, Ст6. С увеличением номера повышаются содержание углерода и прочностные свойства, но снижается пластичность. Так, в зависимости от марки (номера) содержание углерода в сталях увеличивается от 0,06 до 0,43 %, возрастают предел прочности σ_B от 300 до 600 МПа и предел текучести $\sigma_{0,2}$ от 150 до 300 МПа, а относительное удлинение δ снижается от 32 до 14 %. Стали обыкновенного качества используют в основном как строительные. Их не подвергают термической обработке.

Качественные углеродистые стали являются машиностроительными, их применяют для изготовления деталей машин (конструкционные стали) или инструментов (инструментальные стали). Для обеспечения требуемых свойств они подвергаются термической обработке и поэтому поставляются с гарантированным химическим составом, который указывается в обозначении марки.

Конструкционные стали обозначаются цифрами, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента. В машиностроении используются следующие марки сталей: 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, 65, 70. Для каждой марки стали установлены пределы содержания углерода; например, сталь 20 содержит 0,18...0,22 %, сталь 25 — 0,23...0,27 %, сталь 40 — 0,37...0,42 % и т.п. Цифры, обозначающие марку стали, получают округлением концентрации углерода до ближайшего числа, кратного пяти.

Инструментальные углеродистые стали содержат от 0,7 до 1,3 % С. Они обозначаются буквой У и цифрами, показывающими среднее содержание углерода в десятых долях процента. Так, содержание углерода в стали У7 — 0,7 %, в стали У12 — 1,2 %. Для инструментов применяются следующие стали: У7, У8, У9, У10, У11, У12 и У13.

Высококачественные стали (инструментальные углеродистые и легированные и конструкционные легированные) обозначают буквой А в конце марки сталей. Например, У8А, У10А, У12А.

Маркировка легированных сталей. Для обозначения сталей принята система цифр и букв. *Содержание углерода* показано цифрами, стоящими в начале обозначения марки. Его содержание указывают так же, как и в углеродистых сталях: в сотых долях процента в конструкционных и в десятых долях в инструментальных сталях. Если цифры в начале марки отсутствуют, что характерно для инструментальных сталей, содержание углерода — около 1 %.

Легировующие элементы обозначаются буквами кириллицы (русскими): Х — хром, Н — никель, К — кобальт, С — кремний, М — молибден, Г — марганец, В — вольфрам, Ф — ванадий, Т — титан, Б — ниобий, Д — медь, Р — бор, Ю — алюминий.

Цифра, стоящая за буквой, означает среднее содержание данного элемента в процентах. Если цифра отсутствует, то содержа-

ние элемента составляет около 1 %. Исключение представляют элементы, присутствующие обычно в конструкционных сталях в малых количествах, — это вольфрам и молибден (0,25...0,5 %), титан и алюминий (до 0,1 %), ванадий (0,1...0,2 %). При таком содержании их наличие в марке обозначается, а цифра не ставится.

Буква А, стоящая в конце обозначения марки, так же как и для углеродистых сталей, указывает на то, что сталь является высококачественной. Если буква А стоит в середине марки, то она указывает на присутствие в стали азота в качестве легирующего элемента.

Примеры обозначения конструкционных и инструментальных сталей:

сталь 40Х — легированная качественная, содержит (в среднем) 0,4 % углерода и 1 % хрома;

сталь 12ХН3А — легированная высококачественная, содержит около 0,12 % углерода, 1 % хрома и 3 % никеля;

сталь ХВГ — инструментальная легированная, содержит (в среднем) 1 % углерода, 1 % хрома, 1 % вольфрама и 1 % марганца.

Особовысококачественные стали, получаемые электрошлаковым переплавом, часто индексируют буквой Ш в конце обозначения марки.

Обозначение некоторых легированных сталей специального назначения несколько отличается от общепринятого. Эти отличия рассмотрены в соответствующих разделах.

6.4. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сталей

Легирующие элементы специально вводят в сталь с целью изменения ее структуры и свойств в отличие от примесей, попадающих в сталь при выплавке из руд, шихты. Стали, содержащие легирующие элементы, называются *легированными*.

В зависимости от содержания легирующих элементов (указанного в скобках) различают *низколегированные* (до 2...3 %), *среднелегированные* (3...10 %) и *высоколегированные* стали (более 10 %).

Изменение структуры и свойств сталей возможно лишь в том случае, если элементы, вводимые в сталь, взаимодействуют с железом и (или) углеродом, тогда эти элементы и являются легирующими.

Основными легирующими элементами сталей являются металлы, которые с железом образуют твердые растворы замещения. Железо является полиморфным металлом и имеет две модификации: α -железо (ОЦК решетка) и γ -железо (ГЦК решетка). В α -железе хорошо растворяются элементы, имеющие ОЦК решетку. Соответственно в γ -железе — элементы с ГЦК решеткой.

К первой группе относятся хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан и кремний. Сплавы железа с ними описываются диаграммой состояния с расширенной областью сплавов с ОЦК решеткой — α -твердых растворов. При этом область γ -твердых растворов резко уменьшается (рис. 6.1, а). Сплавы, не претерпевающие ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-превращения, т.е. лежащие правее точки *a* на оси концентраций, называются *ферритными*. Эти легирующие элементы повышают температуру A_3 (точка *G* на диаграмме состояния системы Fe — Fe₃C) и понижают A_4 — температуру существования высокотемпературной модификации Fe _{α} (точка *N* в соответствии с диаграммой состояния системы Fe — Fe₃C; см. подразд. 4.1).

Ко второй группе относятся марганец, никель и кобальт. Эти элементы образуют с железом сплавы, имеющие диаграмму состояния с расширенной областью сплавов с ГЦК решеткой — γ -твердых растворов — и уменьшенной областью существования α -твердых растворов (рис. 6.1, б). Сплавы, не претерпевающие ($\gamma \leftrightarrow \alpha$)-превращения, т.е. лежащие правее точки *a* на оси концентраций, называются *аустенитными*. Эти легирующие элементы оказывают противоположное влияние на температуры A_3 (понижают) и A_4 (повышают).

По взаимодействию с углеродом легирующие элементы делятся на *карбидообразующие* элементы, которые образуют собственные карбиды; *графитообразующие* (*графитизаторы*) — способствующие распаду карбидов с выделением свободного углерода; *нейтральные*.

Карбидообразующими являются *марганец, хром, молибден, вольфрам, ванадий и титан*. В Периодической системе они располагаются слева от железа, и чем левее, тем больше (сильнее) выраже-

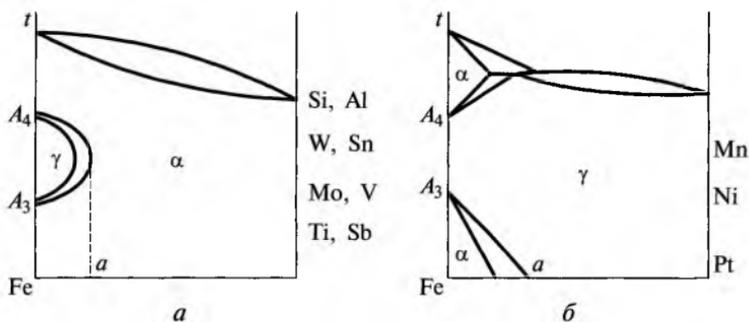


Рис. 6.1. Влияние легирующих элементов на вид диаграммы состояния сплава железо — легирующий элемент и температуру полиморфных превращений железа:

a — легирующие элементы с ОЦК решеткой; *б* — легирующие элементы с ГЦК решеткой

на их карбидообразующая способность. Таким образом, самым сильным карбидообразующим является титан, а наиболее слабым (исключая железо) — марганец. Железо является еще более слабым карбидообразующим компонентом, чем марганец.

При легировании сталей марганец (независимо от его количества), хром (до 2%), а также вольфрам и молибден в малых количествах (десятые доли процента) растворяются в цементите, частично замещая атомы железа в его кристаллической решетке. Образуется *легированный цементит*, мало отличающийся по свойствам от обычного. Его формула в общем виде записывается как M_3C , где M — атомы металлов. Таким образом, цементит может иметь состав $(Fe, Cr)_3C$ или $(Fe, Mn)_3C$ и т.д.

При повышенных концентрациях легирующие элементы в стали образуют собственные карбиды. Так, при содержании 2...10% хрома в сталях образуется карбид Cr_7C_3 , а при увеличении свыше 10% — $Cr_{23}C_6$. Причем эти карбиды могут растворять в себе железо (значительное количество) и другие легирующие элементы. Тогда они обозначаются как M_7C_3 и $M_{23}C_6$. Вольфрам и молибден образуют сложные карбиды Fe_3W_3C и Fe_3Mo_3C (M_6C). Все эти карбиды сравнительно легко растворяются в аустените при нагреве.

Сильные карбидообразующие элементы образуют карбиды типа MC (TiC , VC , WC , MoC). Вольфрам и молибден могут образовывать также карбиды типа M_2C (W_2C и Mo_2C). Все эти карбиды практически не растворяются в аустените.

Энергия связи атомов углерода и сильных карбидообразующих элементов значительно выше, чем атомов углерода и железа. Это определяет большую твердость этих карбидов: твердость цементита — 800...1000 HV, карбида титана (TiC) — 3200 HV. Кроме того, повышается устойчивость карбидов сильных карбидообразующих элементов при нагреве, они растворяются в аустените при более высоких температурах. Так, цементит начинает растворяться в аустените при 727 °C, карбиды хрома при 850...900 °C, а карбиды ванадия (VC) и титана (TiC) практически не растворяются в аустените, так как температуры их растворения (около 1300 °C) выше температуры плавления сталей.

Графитизаторами являются никель и кремний. Так, кремний сильно ускоряет реакцию графитизации, т.е. происходит распад цементита с образованием свободного углерода. В качестве графитизатора его широко используют при выплавке чугунов (см. гл. 7).

К *нейтральным* элементам относится *кобальт*, который широко применяется в твердых сплавах в качестве металла-связки (см. подразд. 9.2.2).

В отожженном состоянии легированные стали имеют прочность и твердость большие, чем у углеродистых, но их ударная вязкость

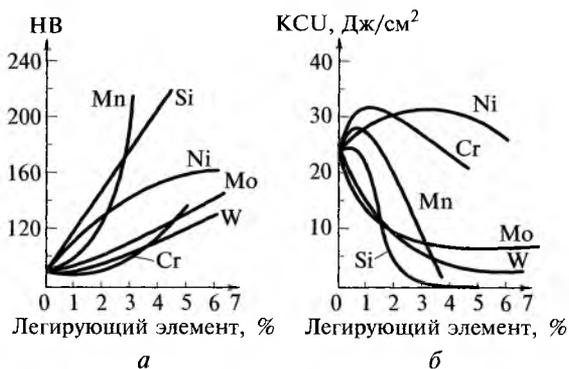


Рис. 6.2. Влияние легирующих элементов на свойства феррита:
 а — изменение твердости; б — изменение ударной вязкости

ниже (рис. 6.2). Это вызвано тем, что легирующие элементы, растворяясь в феррите, упрочняют его, особенно марганец и кремний.

Существенное влияние легирующие элементы оказывают на положение линий диаграммы состояния системы Fe — Fe₃C. При нагреве они растворяются в аустените, искажают его кристаллическую решетку, уменьшая тем самым растворимость в нем углерода. В результате линия SE сдвигается влево, т.е. в сторону меньшего содержания углерода (рис. 6.3). Это приводит к тому, что структура перлита — эвтектоида и ледебурита — эвтектики у легированных сталей достигается при более низком содержании углерода, чем в углеродистых сталях. Так, сталь с 5% хрома является заэвтектоидной при 0,6% С, а при 1,5% углерода уже содержит в структуре ледебурит, т.е. является чугуном, в то

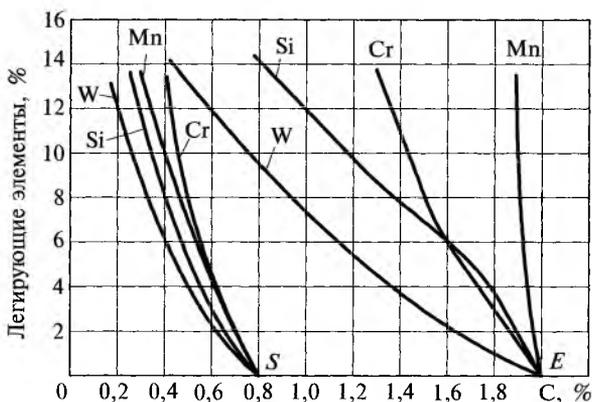


Рис. 6.3. Влияние легирующих элементов на положение точек S и E диаграммы состояния системы Fe — Fe₃C

время как заэвтектоидные углеродистые стали содержат более 0,8 % углерода — точка S диаграммы состояния (см. рис. 4.2). В соответствии с диаграммой состояния системы $Fe - Fe_3C$ ледебурит появляется в структуре, если углерода более 2,14% — точка E . Таким образом, наряду с делением на доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные, что характерно для углеродистых сталей (см. подразд. 4.2 и рис. 4.2), у легированных сталей появляется еще одна группа — *ледебуритные* стали со структурой, аналогичной доэвтектическим чугунам.

Основные преимущества легированных сталей перед углеродистыми проявляются при термической обработке. Прежде всего это связано с изменением вида диаграммы изотермического превращения аустенита. Марганец и никель повышают устойчивость переохлажденного аустенита, при этом на S -образной диаграмме линия начала распада аустенита смещается вправо (рис. 6.4, *а*). Карбидообразующие элементы не только смещают эту линию вправо, но и меняют вид диаграммы принципиально: диаграмма раздваивается, на ней появляется два минимума устойчивости переохлажденного аустенита (рис. 6.4, *б*). При этом важен именно сдвиг во времени начала распада переохлажденного аустенита, который начинается позже и приводит к снижению критической скорости охлаждения, т.е. увеличению прокаливаемости.

Проиллюстрируем это с помощью рис. 6.5. Скорость охлаждения сердцевины детали из углеродистой стали меньше критической ($v_{сер} < v_{кр}$), поэтому структура сердцевины — сорбит, а не мартенсит (рис. 6.5, *а*), т.е. твердость сердцевины меньше, чем

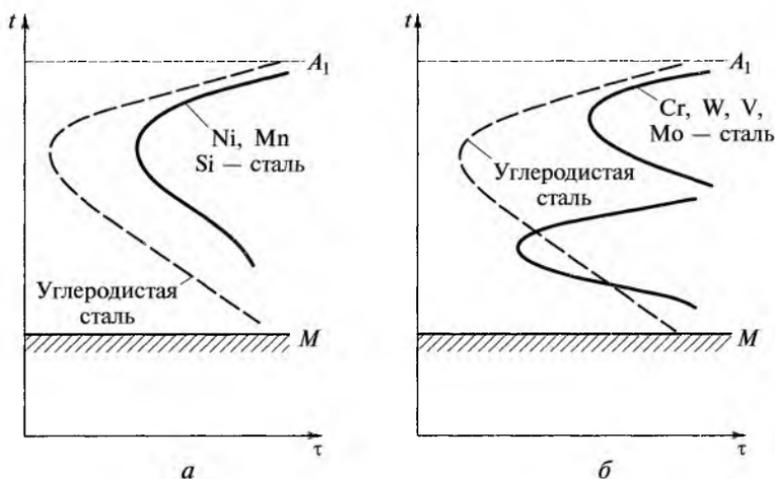


Рис. 6.4. Диаграммы изотермического превращения аустенита в углеродистой стали и сталях, легированных Ni, Si, Mn (*а*) и сильными карбидообразующими элементами (*б*)

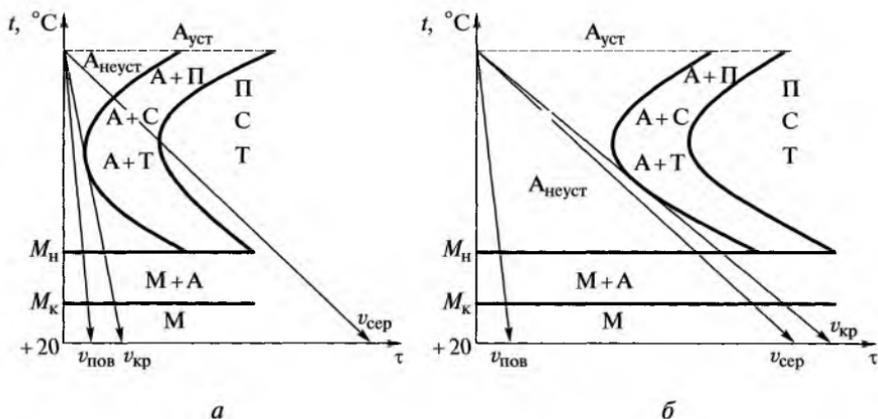


Рис. 6.5. Прокаливаемость углеродистой (а) и легированной (б) сталей: $A_{уст}$ — устойчивый аустенит; $A_{неуст}$ — неустойчивый (переохлажденный) аустенит; А — аустенит; М — мартенсит; П — перлит; С — сорбит; Т — троостит; $v_{кр}$ — критическая скорость охлаждения; $v_{сер}$ — скорость охлаждения сердцевины детали; $v_{пов}$ — скорость охлаждения поверхности детали; M_n — температура начала мартенситного превращения; M_k — температура конца мартенситного превращения

поверхности. Деталь из легированной стали имеет сквозную прокаливаемость ($v_{сер} > v_{кр}$) и структуру мартенсита по всему сечению (рис. 6.5, б). Твердость сталей 40 и 40Х в сечении 10 и 40 мм приведена на рис. 6.6.

Таким образом, из легированных сталей следует изготавливать детали большого сечения, которые необходимо упрочнять по всему сечению. Кроме того, важным преимуществом легированных сталей является возможность более медленного охлаждения при закалке (в масле или расплавленных солях, а не в воде, как детали из углеродистых сталей). Это уменьшает закалочные напряжения и, следовательно, деформацию деталей, предупреждает образование трещин. Поэтому детали сложной формы, склонные к деформациям при закалке, также следует изготавливать из легированных сталей.

Влияние легирующих элементов на вид С-образной диаграммы проявляется также в том, что большинство легирующих элементов снижает температуру мартенситных точек M_n и M_k (рис. 6.7, а). Это приводит к появлению в структуре закаленных сталей остаточного аустенита (рис. 6.7, б). Особенно сильно увеличивается его количество в высокоуглеродистых сталях. В этих случаях в технологии термической обработки деталей для устранения остаточного аустенита необходимо предусмотреть обработку холодом. Исключением являются алюминий и кобальт — они повышают температуры M_n и M_k , а также кремний, не оказывающий влияния на эти температуры.

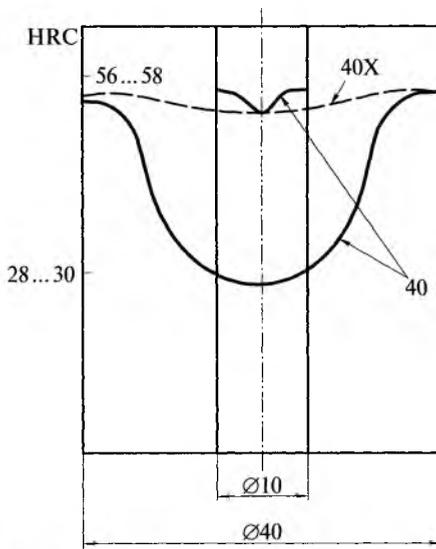


Рис. 6.6. Твердость по сечению сталей 40 и 40X

Легирующие элементы повышают устойчивость мартенсита при нагреве, т.е. задерживают выделение из него атомов углерода и уменьшают скорость коагуляции карбидов (рис. 6.8). Поэтому для получения одинаковой твердости и прочности детали из легированных сталей следует отпускать при более высокой температуре.

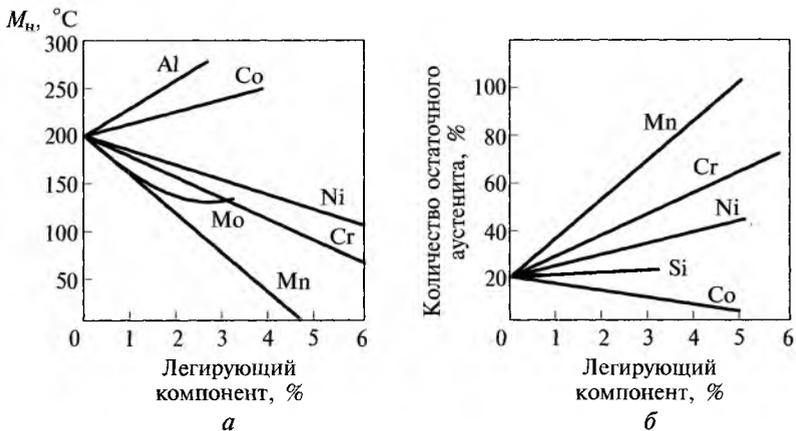


Рис. 6.7. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения M_n (а) и количество остаточного аустенита (б) в стали с 1% С

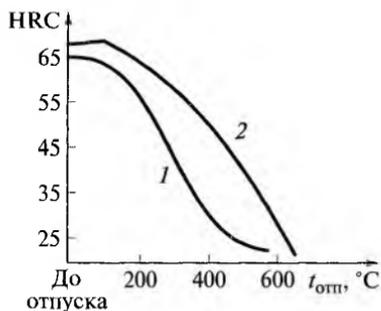


Рис. 6.8. Влияние температуры отпуска на твердость стали:

1 — углеродистой; 2 — легированной

Наряду с положительными свойствами легированные стали обладают рядом недостатков, которые практически не наблюдаются в углеродистых сталях.

Отпускная хрупкость — резкое снижение ударной вязкости после отпуска. Различают два вида отпускной хрупкости (рис. 6.9). Необратимая отпускная хрупкость (I рода) проявляется у всех сталей при отпуске в интервале температур 250...350 °C. Она не зависит от скорости охлаждения при отпуске и присуща и углеродистым, и легированным сталям.

Обратимая отпускная хрупкость (II рода) наблюдается только у легированных (чаще всего хромистых) сталей при высоком отпуске, но лишь в том случае, когда охлаждение после отпуска медленное — на воздухе. Подавить отпускную хрупкость II рода можно быстрым охлаждением (например, не на воздухе, а в масле). Однако при этом возникает опасность коробления, тем более что отпуск легированных сталей выполняется при более высоких температурах, чем углеродистых. Кроме того, быстрое охлаждение невозможно для крупногабаритных деталей. Для предупреждения отпускной хрупкости II рода эффективно легирование молибденом и вольфрамом в небольших количествах (0,5 %). Стали, легированные таким образом (например, 40XНМА), не склонны к отпускной хрупкости.

Флокенами называются мелкие внутренние трещины, появляющиеся в кованных или катаных сталях. Они наиболее часто встречаются в сталях, содержащих хром (хромистых, хромоникелевых, хромомарганцовистых и т. д.). Как всякие трещины, флокены сильно понижают механические свойства стали. Флокены тем более опасны, чем большую прочность должна иметь сталь (при отсутствии дефектов), так как из таких сталей изготавливают наиболее нагруженные детали.

Причиной образования флокенов является присутствие в стали повышенного количества водорода (выше 0,0008 %). Флокены появляются при быстром охлаждении стали в интервале 250...20 °C после окончания пластической деформации. В этом случае водород создает большие давления, которые и приводят к образованию трещин. Если сталь в указанном температурном интервале охлаждать медленно, то водород успевает выделиться из стали и флокены не возникают. Флокены редко образуются в литой стали, так как пористость, характерная для литой структуры, облегчает удаление водорода из стали.

Флокены устраняются ковкой или прокаткой на меньший размер. При этом происходит залечивание, «заварка» трещин. Флокены практически не встречаются в сечениях с толщиной (диаметром) меньше 25 мм.

Шиферный (слоистый) излом наблюдается после горячей деформации. При прокате усадочные раковины и пузыри вытягиваются в виде слоев загрязненного металла. При разрушении излом получается слоистым, с острыми зазубринами и выступами. Термической обработкой шиферный излом не исправляется. Исправить структуру можно только перековкой стали.

Карбидная ликвация (неоднородность) наблюдается в средне- и высокоуглеродистых легированных сталях в виде строчек и местных скоплений карбидов. Этот порок очень опасен, особенно в инструментальной стали, так как скопления карбидов вызывают понижение стойкости инструмента вследствие резкого изменения механических свойств по сечению. Чем больше карбидная неоднородность, тем ниже эксплуатационные свойства стали.

Устранить карбидную ликвацию термической обработкой невозможно. Карбидная неоднородность тем меньше, чем больше степень пластической деформации при обработке (ковке, прокате) стали.

Нарушения режимов термической обработки легированных сталей вызывают дефекты, рассмотренные ранее, которые характерны и для углеродистых сталей (обезуглероживание, перегрев, пережог, закалочные трещины и т.д.).

6.5. Конструкционные стали общетехнического назначения

В зависимости от назначения стали можно объединить в следующие группы:

- *конструкционные* (общетехнического назначения);
- *инструментальные*;
- *специального назначения*.

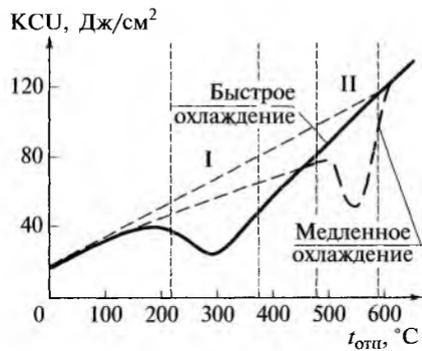


Рис. 6.9. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость легированной стали:

I — зона необратимой отпускной хрупкости; II — зона обратимой отпускной хрупкости

В этой главе рассматриваются конструкционные стали общетехнического назначения. Стали специального назначения и инструментальные рассмотрены ниже (см. гл. 8 и подразд. 9.2.1).

К конструкционным относятся *строительные* и *машиностроительные стали*.

Строительные стали — это стали обыкновенного качества (Ст0, Ст1, Ст2, Ст3, Ст4, Ст5, Ст6). Содержание углерода в них небольшое, поэтому они обладают хорошей свариваемостью, но имеют невысокие твердость и предел прочности. Главным образом их используют для изготовления сварных, клепаных и болтовых конструкций (строительных балок, ферм, конструкций подъемных кранов, каркасов и т.п.). Эти стали применяют в основном в состоянии поставки без упрочняющей термической обработки.

Стали поставляются металлургическими заводами в виде горячекатаного проката (балок, прутков, швеллеров, уголков, листов, поковки и т.п.).

Эти стали иногда используют в машиностроении для некоторых малонагруженных и сварных деталей машин: осей, валов, втулок, заклепок и т.п., а также сварных корпусов и станин.

Машиностроительные стали применяются для изготовления деталей машин. Это углеродистые и легированные стали, содержащие от 0,08...0,10 до 0,70 % углерода.

Углеродистые стали производят *качественными*, а легированные — *качественными, высококачественными и особовысококачественными* (см. подразд. 6.1).

Основное преимущество легированных сталей общетехнического назначения перед углеродистыми заключается в их большей прокаливаемости. Поэтому легированные стали применяют только для деталей, которые подвергают термической обработке. Область их применения: детали большого сечения, а также нетехнологичные детали, склонные к деформациям при термической обработке (напомним, что легированные стали при закалке охлаждаются медленно — в масле, а не в воде, что снижает деформации).

Цементуемые стали. Это углеродистые и легированные стали, содержащие до 0,3 % С, для них основным способом упрочнения является цементация или нитроцементация. Детали, изготовленные из этих сталей, подвергают цементации; закалке, технология которой назначается в зависимости от эксплуатационных требований к детали (см. подразд. 5.3.1 и рис. 5.15); низкому отпуску. Это обеспечивает высокую поверхностную твердость (62...65 HRC) как углеродистых, так и легированных сталей (см. рис. 5.10) при вязкой сердцевине. Глубина цементованного слоя обычно устанавливается 0,8...1,2 мм.

Этот способ упрочнения используют для деталей, работающих в условиях повышенного изнашивания и динамических (ударных) нагрузок (зубчатые колеса, кулачки и др.). Работоспособность этих деталей зависит от свойств как поверхностного слоя, так и сердцевины.

Углеродистые стали 10, 15, 20, 25 применяются для малонагруженных деталей машин небольшого сечения и простой формы. Предел текучести сердцевины сталей не высок — до 300 МПа.

Низколегированные хромистые, марганцовистые и хромованодиевые стали — 15Х, 20Х, 15Г, 20Г, 15ХФ и др. — используют для деталей сечением до 35...40 мм. Твердость сердцевины после термической обработки составляет 35...38 НРС, предел текучести достигает 500...600 МПа.

Среднелегированные никельсодержащие стали (12ХН3А, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА и др.), а также менее легированные стали с титаном (18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ) применяют для крупных деталей сечением 80...100 мм и более, работающих в условиях повышенного трения, динамических нагрузок и высоких контактных напряжений. Предел текучести этих сталей около 700 МПа.

Улучшаемые стали — это *углеродистые* и *легированные стали*, содержащие 0,3...0,55% углерода, основным способом упрочнения для них является улучшение (закалка и высокий отпуск), обеспечивающее получение структуры сорбита. Содержание углерода определяет близкий уровень механических свойств $\sigma_B \approx 900 \dots 1000$ МПа, $\sigma_T \approx 650 \dots 750$ МПа при высокой ударной вязкости (см. рис. 5.21) как углеродистых, так и легированных сталей. Но эти свойства для углеродистых и легированных сталей достигаются в разных сечениях в зависимости от уровня легирования. Для легированных сталей эти свойства можно получить для деталей большего сечения, упрочняемых во всем объеме.

Углеродистые улучшаемые стали 35, 40, 45, 50, 55 имеют низкую прокаливаемость (до 10...15 мм). В улучшенном состоянии они применяются для изготовления деталей небольшого сечения и простой формы. В отожженном или нормализованном состоянии эти стали используются для изготовления деталей большого сечения, работающих при невысоких нагрузках. Из сталей 40, 45, 50, 55 производят также детали, отдельные части (поверхности) которых работают на износ (шейки и шлицы валов, зубья шестерен и др.). Эти поверхности подвергают местной закалке ТВЧ.

Хромистые (35Х, 40Х, 45Х, 50Х) и марганцовистые (35Г, 40Г, 45Г, 40Г2, 45Г2) стали являются наиболее дешевыми среди легированных и применяются для средненагруженных деталей сечением до 30...35 мм.

Хромомарганцевые (35ХГ2), *хромокремниевые* (33ХС, 40ХС) и *хромокремнемарганцевые* (хромансилы 30ХГСА, 35ХГСА) стали имеют более глубокую прокаливаемость и приобретают после улучшения высокие прочностные свойства в деталях большего сечения — до 60...70 мм.

Хромоникелевые стали (40ХН, 45ХН, 50ХН) используются для изготовления деталей с диаметром сечения до 70 мм, а *хромоникельмолибденовые* (30ХН2МА, 38ХН3МА, 40ХН2МА, 40ХН2Н2МА) — до 100 мм и более. Эти стали предназначены для крупных деталей ответственного назначения (валы и роторы турбин, нагруженные детали компрессоров и др.).

Хромомолибденоалюминиевая сталь 38Х2МЮА применяется для деталей, подвергаемых после улучшения азотированию. Это детали, работающие в условиях повышенного износа (гильзы цилиндров двигателей, шестерни, шпиндели шлифовальных станков и т.п.).

Рессорно-пружинные стали предназначены для изготовления рессор, пружин и других упругих элементов. Основное требование к ним — высокий предел упругости, что гарантирует отсутствие пластической деформации при нагрузках. В качестве пружинных применяют углеродистые и легированные стали с 0,6...0,8% С. Детали подвергают закалке и среднему отпуску (420...480 °С). Такая термическая обработка обеспечивает получение структуры троостита и максимальных значений предела упругости (см. рис. 5.21).

Углеродистые стали марок 65, 70, 75 обеспечивают необходимые свойства при невысоких напряжениях в изделиях небольшого сечения. Предел упругости этих сталей составляет 630...700 МПа.

Марганцовистые стали (60Г, 65Г) мало отличаются от углеродистых по величине предела упругости (630...660 МПа), но имеют большую прокаливаемость и могут использоваться для деталей большего сечения.

Более высокий предел упругости (до 840...940 МПа) приобретают после термической обработки *кремнистые* (55С2, 60С2) и *кремнемарганцевые* (60С2Г) стали, которые широко применяются для изготовления нагруженных пружин и рессор автомобилей, тракторов, железнодорожных вагонов.

Лучшими технологическими свойствами при тех же значениях предела упругости обладают *хромомарганцевые* (50ХГА) и *хромованадиевые* (50ХФА, 50ХГФА) стали, которые также имеют хорошую теплоустойчивость, что делает их пригодными не только для изготовления пружин и рессор автомобилей, но и для клапанных пружин, работающих при нагреве до 300...350 °С.

Шарикоподшипниковые стали предназначены для изготовления деталей подшипников качения (наружных и внутренних колец,

шариков, роликов). Рабочие поверхности этих деталей работают в условиях знакопеременных нагрузок, испытывают высокие контактные напряжения. Эти стали должны обладать высокой твердостью (62...66 HRC), которая достигается при высоком содержании углерода — около 1 %.

Шарикоподшипниковые стали закаливают от 820...850 °С в масле и проводят низкий отпуск при 150...170 °С, структура после термической обработки — мартенсит отпуска.

Содержание вредных примесей в сталях должно быть низким ($S < 0,02\%$, $P < 0,027\%$), в противном случае резко снижается долговечность подшипников.

Маркировка этих сталей несколько отличается от принятой для конструкционных: первая буква Ш в марке показывает, что сталь шарикоподшипниковая; вторая буква Х и стоящие после нее цифры указывают на содержание хрома. При этом, несмотря на весьма малое содержание вредных примесей, буква А в конце марки не ставится. Остальные легирующие элементы обозначаются так же, как в конструкционных сталях.

Наиболее широко используется сталь ШХ15, содержащая 1 % углерода и 1,5 % хрома. Для деталей больших сечений (крупные подшипники) используют более легированную сталь — ШХ15СГ.

Детали подшипников особо ответственного назначения изготавливаются из особовысококачественных сталей с минимальным содержанием вредных примесей — ШХ15-ШД и ШХ15СГ-ШД. Эти стали подвергают последовательно двойному переплаву: электрошлаковому (Ш) для удаления серы и вакуумно-дуговому (Д) для удаления газов.

Автоматные стали — это стали повышенной обрабатываемости резанием. При их обработке достигается высокая производительность, обеспечивается малая шероховатость обработанной поверхности, хорошее стружкоотделение. Эти стали используются в основном в массовом производстве для изготовления деталей на станках-автоматах (винтов, шпилек, болтов, гаек, мелких деталей сложной конфигурации и т. п.). Хорошая обрабатываемость резанием достигается за счет повышенного содержания в них серы (до 0,08...0,35 %) и фосфора (0,06...0,15 %). Наличие сульфидов способствует образованию при резании стружки надлома и получению низкой шероховатости обработанной поверхности, а также оказывает смазывающее действие, уменьшая трение между обрабатываемой поверхностью, стружкой и инструментом, что повышает стойкость режущего инструмента. Однако наличие серы и фосфора в повышенных количествах снижает вязкость и пластичность сталей, поэтому они имеют пониженную прочность и склонны к хрупкому разрушению.

Улучшение обрабатываемости сталей резанием достигается также введением в них свинца (0,15... 0,30 %), селена (0,04... 0,10 %) и кальция, при этом механические свойства сохраняются достаточно высокими.

Автоматные стали обозначаются буквой А, которая ставится в начале марки, и цифрами, показывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента (например, А12 — автоматная сталь, среднее содержание углерода — 0,12 %). Марганец обозначается буквой Г (если его количество в стали более 1 %, например сталь А40Г), свинец — буквой С, селен — буквой Е. Кальцийсодержащие стали обозначаются буквами АЦ, например АЦ40.

В промышленности России нашли применение *кальцийсодержащие стали*. При высокой обрабатываемости они лишены недостатков автоматных сталей с повышенным содержанием вредных примесей — серы и фосфора. Повышенная обрабатываемость этих сталей достигается за счет образования в зоне резания кальцийсодержащего слоя толщиной несколько мкм, играющего роль внутренней смазки и препятствующего образованию адгезии. Кроме того, наличие кальция в стали приводит при определенных скоростях резания к возникновению на поверхности инструмента отложений, предотвращающих и компенсирующих износ. Из кальцийсодержащих сталей изготавливают термически упрочняемые детали — шестерни, валы и т. п.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Назовите примеси сталей. Какие примеси являются вредными, а какие полезными?
2. Что такое краснеломкость? Как предупредить этот дефект?
3. В чем проявляется отрицательное влияние фосфора?
4. Как разделяются стали по качеству?
5. Как обозначаются марки углеродистых и легированных сталей?
6. Какие стали являются легированными? Какова цель легирования?
7. Как легирующие элементы взаимодействуют с железом?
8. Как легирующие элементы взаимодействуют с углеродом? Назовите карбидообразующие, графитизирующие и нейтральные элементы.
9. Как легирующие элементы влияют на свойства отожженных сталей?
10. В чем отличия диаграмм изотермического превращения углеродистых и легированных сталей?
11. Объясните причины прокаливаемости и меньших закалочных деформаций легированных сталей.
12. Назовите марки цементуемых, улучшаемых, рессорно-пружинных и шарикоподшипниковых сталей.
13. Укажите технологию упрочнения деталей из этих сталей. Какие свойства необходимо обеспечить при термической обработке?
14. Укажите особенности автоматных сталей.

ЧУГУНЫ

7.1. Общие сведения

Чугуны — это сплавы железа и углерода, содержащие более 2,14 % С. Чугуны делятся на две основные группы:

- *белые* (получили название по виду матово-белого излома), в них весь углерод находится в связанном состоянии в цементите;
- *с графитом*, в них весь углерод или его часть находится в свободном состоянии в виде графита в металлической основе (матрице).

В чугунах содержатся те же постоянные примеси, что и в стали.

Сера и фосфор понижают вязкость и пластичность чугунов, так же как и в сталях. Однако вредное влияние этих примесей на данные свойства не так ощутимо, потому что чугуны являются хрупким материалом. В силу этого в чугунах допускается более высокое содержание серы — 0,1...0,12 % и фосфора — 0,4...0,6 %.

Чугуны являются литейными сплавами, поэтому целесообразно оценить влияние примесей на технологические свойства чугунов — *жидкотекучесть* и *усадку* (см. подразд. 3.5).

Сера понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку и повышает склонность к образованию трещин.

Фосфор улучшает жидкотекучесть благодаря снижению температуры плавления. Чугуны с увеличенным содержанием фосфора используют для художественного литья.

Марганец и кремний — полезные примеси, как и в сталях, представляют собой технологические добавки, необходимые для раскисления чугунов. Кремний, являясь графитизатором, способствует, а марганец, будучи карбидообразующим элементом (см. подразд. 6.4), затрудняет образование свободного углерода. Вместе с тем марганец несколько улучшает механические свойства чугунов, особенно в тонкостенных отливках.

7.2. Белые чугуны. Отбеливание

В белом чугуне весь углерод находится в связанном состоянии — в цементите. Структура белых чугунов описывается диаграммой состояния системы Fe — Fe₃C. В структуре бе-

лых чугунов присутствует большое количество цементита, химического соединения с высокой твердостью (800...1000 НВ), поэтому белые чугуны, также имеющие высокую твердость (до 450...550 НВ), обладают большой хрупкостью. Эти чугуны плохо поддаются обработке резанием, их применение в промышленности ограничено изготовлением литых деталей простой формы и небольшой массы, которые эксплуатируются в условиях повышенного износа и не требуют значительной механической обработки (например, шары шаровых мельниц для размола руды). Основное назначение белого чугуна — это переработка на ковкий чугун.

Несколько большее, но также ограниченное применение находят *отбеленные* чугуны. В поверхностном слое такие отливки имеют структуру белого чугуна, а в сердцевине — чугуна с графитом. Отбеливание является следствием быстрого охлаждения поверхности отливки. При заливке жидкого чугуна в металлическую форму (кокиль) и земляные формы глубина отбеленного слоя составляет 12...30 мм.

Отбеленный чугун имеет высокую твердость на поверхности, его применяют для изготовления валков листовых прокатных станов, лемехов плугов, тормозных колодок и других деталей, практически не подвергаемых обработке резанием и предназначенных для работы в условиях, требующих высокой износостойкости.

7.3. Чугуны с графитом

Именно эти чугуны нашли широкое применение в промышленности. *Чугуны* — это литейные сплавы, которые используют для производства отливок. Чугуны обладают хорошей *жидкотекучестью* (температура их затвердевания ниже, чем у сталей), а также *малой усадкой* за счет наличия в структуре свободного углерода в виде графита (см. подразд. 3.5).

Процесс образования графита в чугунах называется *графитизацией*. Образование графита может происходить при его непосредственном выделении из жидкой фазы при очень медленном охлаждении, когда степень переохлаждения не превышает 5 °С (при более быстром охлаждении образуется цементит), или в результате распада цементита при длительных выдержках.

Цементит (Ц) распадается на свободный углерод в виде графита (Г) и твердый раствор углерода в железе аустенит (А) при температуре свыше 727 °С, или феррит (Ф) при более низкой температуре:

- при $t > 727\text{ °C}$ — $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_\gamma(\text{C}) + \text{C}$ (Ц → А + Г);
- при $t < 727\text{ °C}$ — $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_\alpha(\text{C}) + \text{C}$ (Ц → Ф + Г).

Различные неметаллические включения, присутствующие в жидком чугуна (Al_2O_3 , SiO_2 и т.д.), являются центрами кристаллизации и облегчают процесс графитизации.

В зависимости от формы графитовых включений чугуны подразделяются на следующие виды:

Виды чугунов	Форма графита
Серые	Пластинчатая
Высокопрочные	Шаровидная (глобулярная)
Ковкие	Хлопьевидная

Распад цементита может проходить полностью или частично. При неполном распаде цементит присутствует в структуре наряду с графитом. В зависимости от количества углерода, связанного в цементите ($C_{связ}$), меняется структура металлической основы (матрицы) чугуна:

Содержание углерода, %	Структура матрицы	Структура чугуна
Не более 0,02	Феррит	Феррит + графит
0,02 ... 0,8	Феррит + перлит	Феррит + перлит + графит
0,8	Перлит	Перлит + графит

Таким образом, по структурным признакам можно выделить девять видов чугуна: три по форме графита (серый, высокопрочный и ковкий), каждый из которых может иметь ферритную, ферритно-перлитную или перлитную матрицу (табл. 7.1). Твердость и прочность перлита выше, чем феррита. Поэтому наибольшей прочностью и износостойкостью обладают чугуны с одинаковой формой графита на перлитной основе, наименьшей — на ферритной основе.

Серый чугун получил название по виду излома, имеющего серый цвет. Серые чугуны получают непосредственно литьем. Это *дозвтектические чугуны*, содержащие 2,4...3,8% углерода, 1...4% кремния (графитизатор), 1,25...1,4% марганца (повышает прочность).

Структура металлической основы определяется *химическим составом* чугуна и *скоростью охлаждения* отливки. Увеличение в чугуне содержания кремния и углерода способствует более полной графитизации. Аналогично влияние замедленного охлаждения. Графитизация — процесс диффузионный, поэтому он развивается полнее, если отливка дольше находится при высоких температурах, т.е. медленнее охлаждается. На рис. 7.1 приведены структурные диаграммы чугунов, определяющие структуру металлической матрицы в зависимости от химического состава чугуна (рис. 7.1, а) и от совместного влияния химического состава и толщины отливки (рис. 7.1, б).

Структура металлической основы и формы графитовых включений

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

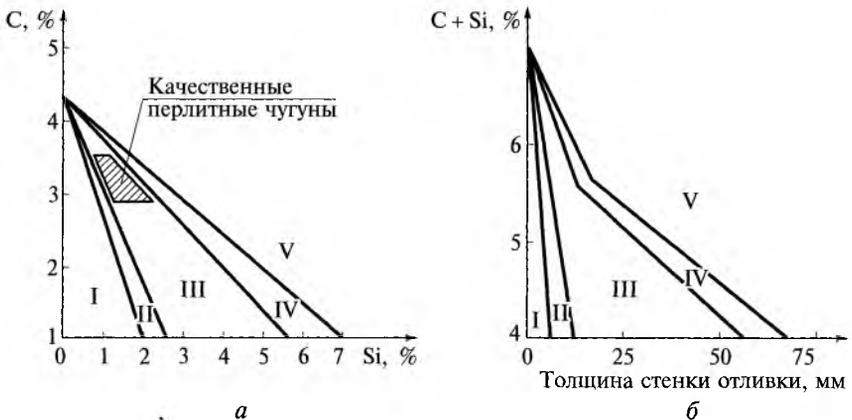


Рис. 7.1. Структурные диаграммы чугунов:

a — влияние углерода и кремния на структуру металлической основы; *б* — влияние скорости охлаждения (толщины стенки отливки) и суммарной концентрации углерода и кремния на структуру чугуна; I — белые чугуны; II — половинчатые (отбеленные) чугуны; III — серые перлитные чугуны; IV — серые ферритно-перлитные чугуны; V — серые ферритные чугуны

При малом содержании графитизаторов или большой скорости охлаждения графитизации не происходит, при таких условиях получается белый чугун (зона I).

При малой степени графитизации в структуре наряду с графитом присутствует перлит, а также сохраняется ледебурит. Такой чугун называется половинчатым (зона II).

Большая степень графитизации за счет увеличения в составе чугуна графитизаторов и (или) уменьшения скорости охлаждения в более толстых отливках последовательно приводит к получению следующих структур металлической основы: перлитной (зона III), ферритно-перлитной (зона IV) и, наконец, ферритной (зона V).

Наименьшей прочностью обладают серые чугуны. Пластинки графита в сером чугуне можно рассматривать как трещины, нарушающие целостность металла и, кроме того, являющиеся концентраторами напряжений. Пластинки уменьшают прочность чугуна при растяжении. Чем крупнее пластинки графита и менее равномерно они распределены по объему, тем ниже прочность чугуна. Минимальной прочностью обладает *серый чугун на ферритной основе*.

Разновидностью серых чугунов с пластинчатой формой графита можно считать *чугуны с вермикулярной формой графита*, в которых пластинки графита имеют меньший размер и более равномерно распределены в матрице. Чугуны с вермикулярной формой графита все чаще применяют вместо серых чугунов.

Вместе с тем включения графита не оказывают практического влияния на прочность при сжатии, потому что при таком нагружении трещины закрываются. Предел прочности при сжатии в 3—5 раз больше, чем при растяжении (примерно такой же, как у низкоуглеродистой стали, например Ст3). Повышения прочности серых чугунов можно достигнуть модифицированием (например, 75%-ным ферросилицием в количестве 0,3...0,8%) и легированием (хромом, никелем, алюминием). Свободный графит заметно снижает модуль упругости.

Вместе с тем наличие в структуре свободного графита определяет ряд преимуществ чугуна перед сталью:

- лучшую обрабатываемость резанием, что обеспечивает хорошее стружкоотделение — стружка при обработке чугуна сыпучая, а не сливная, как у стали;
- более высокие антифрикционные свойства благодаря смазывающему действию графита;
- наличие демпфирующих свойств, так как графитовые включения гасят вибрации;
- практически полное отсутствие чувствительности к поверхностным дефектам (надрезам и т.п.).

Серые чугуны обозначаются буквами СЧ (серый чугун) и цифрами, которые указывают предел прочности при растяжении в

кгс/мм² (1 кгс/мм² = 10 МПа). Например, СЧ20 — серый чугун с пределом прочности при растяжении 20 кгс/мм² (200 МПа).

Серые чугуны применяют для изготовления отливок станин, поршней цилиндров, зубчатых колес и др. Обладающие меньшей прочностью ферритные (СЧ10, СЧ15) и ферритно-перлитные (СЧ20, СЧ25) чугуны используют для менее нагруженных деталей; перлитные (СЧ30, СЧ35) — для более нагруженных.

Обладающий хорошей жидкотекучестью серый чугун с повышенным содержанием фосфора (до 1,6 %) используют при производстве художественного литья.

В промышленности находят применение чугуны с особыми свойствами, в частности антифрикционными, которые обозначают буквами АЧ.

Высокопрочный чугун получают при модифицировании магнием или церием перед его заливкой в формы. Под воздействием магния графит приобретает шаровидную (глобулярную) форму, которая обеспечивает высокие механические свойства чугуна: прочность на растяжение и пластичность. Это объясняется тем, что шаровидный графит значительно меньше ослабляет металлическую основу, так как не является выраженным концентратором напряжений. Среди всех чугунов максимальная прочность у высокопрочного чугуна на перлитной основе.

Маркируют эти чугуны буквами ВЧ — высокопрочный чугун — и цифрами, которые указывают предел прочности на растяжение в кгс/мм². Например, ВЧ 60 — высокопрочный чугун с пределом прочности при растяжении 60 кгс/мм² (600 МПа).

Наибольшую прочность имеют чугуны на перлитной основе (ВЧ 80, ВЧ 60), она снижается у чугунов с ферритно-перлитной основой (ВЧ 50, ВЧ 45) и минимальна у чугунов с ферритной основой (ВЧ 42, ВЧ 38).

Высокопрочные чугуны легируют хромом, никелем, молибденом, титаном и алюминием с целью получения особых свойств: жаростойкости, антифрикционности, коррозионной стойкости и др.

Высокопрочные чугуны эффективно заменяют сталь. Из них изготавливают валки прокатных станов, коленчатые валы автомобилей и др.

Ковкие чугуны получают из белых чугунов путем графитизировующего отжига. Его проводят в две стадии (рис. 7.2).

Первая стадия заключается в нагреве отливок до температу-

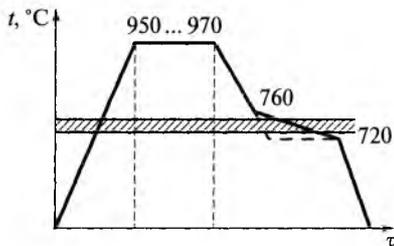


Рис. 7.2. Режим отжига белого чугуна для получения ковкого чугуна

ры 950...1000 °С и длительной изотермической выдержке при этой температуре (10...15 ч). В процессе выдержки происходит распад цементита, входящего в состав ледебурита, и частично вторичного цементита ($\text{Ц} \rightarrow \text{А} + \text{Г}$). Затем осуществляется медленное охлаждение (5...12 ч), в процессе которого происходит выделение из аустенита вторичного цементита и его распад ($\text{Ц} \rightarrow \text{А} + \text{Г}$) с образованием хлопьевидного графита.

Вторая стадия отжига протекает в процессе изотермической выдержки при температуре немного ниже температуры эвтектоидного превращения в течение 25...30 ч. При этом происходит эвтектоидное превращение аустенита в перлит ($\text{А} \rightarrow \text{П}[\text{Ф} + \text{Ц}]$) и распад цементита, входящего в перлит, на феррит и графит ($\text{Ц} \rightarrow \text{Ф} + \text{Г}$).

В результате такого отжига после распада всего цементита получают *ковкий ферритный чугун* (со светлым изломом). При сокращении выдержки на второй стадии отжига графитизация происходит не до конца, тогда получают *ковкий ферритно-перлитный чугун*, а если исключить вторую стадию — *ковкий перлитный чугун* (с бархатисто-черным изломом).

Для ускорения отжига белого чугуна в ковкий принимают различные меры: чугун модифицируют алюминием (реже бором и висмутом), повышают температуру нагрева перед разливкой, повышают температуру первой стадии графитизации до 1080 °С.

Хлопьевидный графит ослабляет металлическую основу в меньшей степени, чем пластинчатый. Отсутствие литейных напряжений, которые полностью устраняются во время отжига, обуславливает высокие механические свойства ковких чугунов. Уступая высокопрочным чугунам, они существенно превосходят по прочности серые чугуны, а по пластичности и серые, и ковкие чугуны. Именно из-за своей высокой для чугунов пластичности они получили название ковких. Однако это название является условным. Пластичность ковких чугунов недостаточна для проведения пластической деформации, поэтому *ковкие чугуны не коуют*.

Маркируют ковкие чугуны буквами КЧ — ковкий чугун — и цифрами. Первые цифры — это предел прочности при растяжении (кгс/мм^2), вторые — относительное удлинение (%). Например, КЧ 45-6 означает: ковкий чугун с пределом прочности при растяжении, равным 45 кгс/мм^2 (450 МПа), и относительным удлинением при испытаниях на растяжение, равным 6 %.

Из ковкого чугуна можно получить отливки только небольших размеров — толщиной не более 40...50 мм. Это связано с тем, что при получении крупногабаритных отливок из белого чугуна будет происходить графитизация (см. рис. 7.1).

Из ковких чугунов изготавливают детали относительно небольших размеров, работающие при статических и ди-

на механических нагрузках (картер заднего моста, чашки дифференциала, тормозные колодки, ступицы колес для автомобилей и др.).

7.4. Термическая обработка чугунов

Чугуны подвергают упрочняющей, разупрочняющей, стабилизирующей, а также графитизирующей обработке.

Упрочняющая обработка возможна для чугунов, в структуре которых присутствует цементит. Чугуны так же, как и стали, подвергают закалке и отпуску.

При **закалке** чугуна нагревают до температуры 850...950 °С для растворения цементита в аустените. Скорость нагрева изделий сложной конфигурации меньше, чем простой. Время изотермической выдержки определяется, исходя из массы садки, и обычно составляет от 1 до 3 ч. Охлаждение осуществляют в воде или масле. В результате закалки получают мартенсит, бейнит или троостит, помимо которых в структуре присутствует графит. Температуру *отпуска* (200...600 °С) назначают в зависимости от требований к свойствам детали. Охлаждение после отпуска проводят на воздухе.

Объемная закалка выполняется для деталей небольших габаритов. Для упрочнения крупногабаритных деталей, например направляющих станины станка, проводят поверхностную закалку. Нагрев производится кислородно-ацетиленовым пламенем или токами высокой частоты до температур 900...1000 °С. Затем детали охлаждают водой или масляной эмульсией. В результате повышаются твердость, прочность и износостойкость поверхностного слоя.

Для деталей из чугуна возможна и изотермическая закалка. Ее технология такая же, как и для сталей: нагрев с целью растворения цементита в аустените, изотермическая выдержка в расплаве солей при температуре несколько выше M_n (200...400 °С). Время выдержки (10...90 мин) должно быть достаточным для изотермического распада аустенита. После такой закалки (отпуск не производится) получается структура игольчатый троостит + графит. В результате изотермической закалки повышаются твердость и прочность.

Графитизирующая обработка — *отжиг* белого чугуна для получения ковкого, рассмотрена выше (см. подразд. 7.3).

К **разупрочняющей** обработке можно отнести *смягчающий отжиг*, графитизирующий низкотемпературный отжиг. Его проводят для улучшения обрабатываемости резанием и повышения пластичности путем продолжительной выдержки при 680...700 °С (ниже точки A_1) или медленным охлаждением

отливок от 760...700 °С. Время выдержки должно быть достаточным для полного или требуемого частичного распада эвтектоидного цементита. Для серых чугунов время выдержки составляет 1...4 ч, для ковких — до 60 ч. В результате этого отжига в структуре чугунов увеличивается количество феррита, снижается твердость, но улучшается обрабатываемость резанием.

Стабилизирующая обработка выполняется для базовых деталей станков и машин (станины, корпуса и т.п.), определяющих точность станка, агрегата. Для этих деталей весьма важно сохранение формы и размеров во времени. Изменения размеров могут происходить из-за наличия остаточных напряжений, возникающих в процессе получения отливки вследствие неравномерного охлаждения отдельных элементов заготовки и (или) черновой механической обработки, выполняемой для отливок с большими припусками. В процессе эксплуатации эти напряжения релаксируют (снижаются), вызывая деформацию детали.

Стабилизация размеров чугунных деталей может быть достигнута за счет термической обработки, вызывающей снижение уровня остаточных напряжений, или деформационного упрочнения чугуна.

Для снятия (снижения) остаточных напряжений достаточно широкое распространение получил *низкотемпературный отжиг*, при котором температуры ниже критической точки A_1 (520...620 °С). Время выдержки зависит от массы и конструкции отливки и составляет от 1 до 8 ч.

Нагрев заготовки выполняют со скоростью 70...100 °С/ч; охлаждение до 200 °С после изотермической выдержки проводят медленно, со скоростью 20...50 °С/ч, чтобы предотвратить возникновение термических напряжений, далее охлаждают на воздухе. Такой отжиг не вызывает фазовых превращений и снижает остаточные напряжения, причем практически исключаются деформации в процессе эксплуатации.

Методы деформационного упрочнения основаны на том, что в результате приложенных нагрузок в материале отливки происходят микропластические деформации, которые вызывают наклеп, т.е. повышение прочностных характеристик, что предотвращает развитие деформаций. На этом принципе основаны следующие технологии: естественное, искусственное и вибрационное старение; метод статической перегрузки.

Естественное старение заключается в длительном (от 3 мес до 1,5...2 лет) вылеживании предварительно грубо механически обработанных отливок на открытом воздухе или в неотапливаемом помещении. При вылеживании вследствие постоянного изменения температур (суточного, сезонного) в отливке

возникают дополнительные напряжения, вызывающие микропластические деформации и наклеп. Естественное старение — самый универсальный и надежный метод стабилизации размеров и формы отливок, оно пригодно для деталей любой конфигурации и массы. Недостаток — длительность процесса.

Искусственное старение осуществляют при повышенных температурах в течение несколько часов. Отливки загружают в печь с температурой 100...200 °С, нагревают до 550...570 °С со скоростью 30...60 °С/ч, выдерживают 3...5 ч и охлаждают вместе с печью до 150...200 °С, а затем на воздухе.

Вибрационное старение происходит за счет воздействия на отливку принудительных циклических напряжений — виб р а ц и й. Во время вибрации в отливке возникают напряжения, вызывающие локальные пластические деформации чугуна и, таким образом, повышающие стойкость против последующего коробления. Эта технология наиболее эффективна для деталей, не обладающих высокой жесткостью, — одномерных или двумерных (т.е. с одним или двумя преобладающими размерами).

Метод статической перегрузки отличается от вибрационного старения тем, что деталь подвергают воздействию внешних статических напряжений величиной $(0,6...0,75)\sigma_b$.

Метод термоудара представляет собой деформационно-термическое старение. Этот метод заключается в быстром нагреве и охлаждении всей детали или ее отдельных участков. Стойкость против коробления повышается за счет локального наклепа вследствие пластических деформаций, вызываемых температурными напряжениями. Термоудар выполняют следующим образом: заготовки помещают в печь с температурой более высокой, чем требуется нагреть заготовку. Выдержку осуществляют до тех пор, пока температура тонких стенок не достигнет заданной (200...400 °С), затем следует достаточно резкое (для отливок) охлаждение на воздухе. Метод наиболее эффективен для деталей высокой жесткости — трехмерных деталей коробчатой формы. Метод не применим для крупногабаритных деталей, обладающих большой массой (свыше 3...5 т), которые невозможно быстро нагреть и охладить.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие виды чугунов вы знаете?
2. Какие чугуны называются белыми? Что такое отбеливание и отбеленные чугуны?
3. Какие вы знаете чугуны с графитом? Какую форму имеет графит в чугунах?
4. Какую структуру металлической основы могут иметь чугуны?

5. Назовите наиболее и наименее прочные чугуны.
6. Как получают отливки из серого, высокопрочного и ковкого чугунов?
7. Как обозначаются разные чугуны?
8. Какой термической обработке подвергают чугунные детали?
9. Какую упрочняющую и стабилизирующую обработку применяют для чугунных деталей?
10. Из каких чугунов изготавливают валки для холодной прокатки металлического листа?
11. Какими буквами обозначают чугуны с антифрикционными свойствами?

СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ СВОЙСТВАМИ**8.1. Стали, устойчивые против коррозии**

Общие сведения. *Коррозия* — это поверхностное разрушение металла под воздействием окружающей среды. При этом некоторые металлы (железо, стали) покрываются продуктами коррозии — *ржавчиной*. Различают химическую и электрохимическую коррозию.

Химическая коррозия развивается при воздействии на металл газов (газовая коррозия) и неэлектролитов (нефть и ее продукты), она не связана с переносом электрического заряда.

Большинство металлов разрушается в результате *электрохимической коррозии*, которая развивается в присутствии электролитов: растворов кислот, щелочей и солей. Электрохимическая коррозия может быть атмосферной (во влажном воздухе), почвенной, под действием морской воды и т.п. В присутствии электролита возникает множество микрогальванических пар, в которых участки с пониженным отрицательным электрохимическим потенциалом являются анодами и растворяются. Это означает, что в данной агрессивной среде не подвергаются коррозии те металлы, которые имеют по отношению к ней больший электрохимический потенциал. По отношению к воздушной среде имеют больший электрохимический потенциал и, следовательно, не подвергаются коррозии Pt, Au, Ag, Cu, Ni, Co и некоторые другие металлы, а отрицательный — Fe, Cr, Zn, Al и др., которые подвергаются коррозии на воздухе.

Если структура металла однородна (однородный твердый раствор), то наблюдается равномерная коррозия по всей поверхности металла. При неоднородной структуре коррозия развивается только в некоторых участках поверхности. Такой вид коррозии наиболее опасен, потому что области, прилегающие к участкам, пораженным коррозией, являются концентраторами напряжений, что значительно снижает механические свойства металла.

Существует несколько способов защиты металлов от коррозии:

- пассивирование — создание на поверхности металла прочной оксидной пленки, непроницаемой для кислорода воздуха;

- применение однофазных сплавов. Разные фазы сплава обладают, как правило, различными электрохимическими потенциалами. Это приводит к тому, что в агрессивной среде эти фазы образуют электролитическую пару, в результате чего происходит разрушение металла;

- уменьшение поверхности взаимодействия с агрессивной средой, для чего проводят шлифование и полирование поверхности изделия. Чем меньше шероховатость поверхности изделия, тем больше устойчивость против коррозии на воздухе.

Наиболее распространенные конструкционные материалы — *стали общетехнического назначения* — не обладают коррозионной стойкостью. Под воздействием кислорода атмосферы на поверхности стальных деталей образуются оксиды железа (Fe_2O_3), которые представляют собой рыхлую пленку, не препятствующую проникновению кислорода воздуха, поэтому коррозия распространяется в глубь металла.

Коррозионная стойкость сталей достигается *легированием* элементами, создающими защитные оксидные пленки и (или) повышающими электрохимический потенциал. Такими элементами являются хром и никель. В промышленности используют *коррозионно-стойкие хромистые и хромоникелевые стали*.

Хромистые стали. Хром в воздушной среде имеет малый электрохимический потенциал, однако обладает высокой коррозионной стойкостью за счет возникновения на поверхности *плотной и прочной пленки оксида хрома* Cr_2O_3 , которая препятствует проникновению в глубь металла кислорода, в результате чего процесс коррозии в атмосфере прекращается.

Коррозионная стойкость сталей, легирование хромом, возрастает также за счет повышения их электрохимического потенциала. Однако это достигается лишь при определенных количествах хрома в стали. Возрастание коррозионной стойкости сталей происходит не постепенно, а *скачкообразно*: при введении его в количествах, пропорциональных примерно 12 мас. % (рис. 8.1). Таким образом, конструкционные хромистые стали, рас-

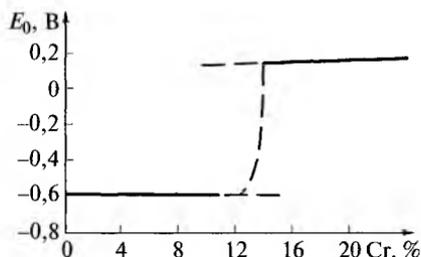


Рис. 8.1. Изменение электрохимического потенциала E_0 сплавов системы Fe — Cr в зависимости от содержания хрома

смотренные ранее — 40X, 40XФА, 40XH, 40XH2МА, 40X2H2МА и др., — в которых содержание хрома менее 12 %, коррозионной стойкостью не обладают.

В промышленности используют коррозионно-стойкие хромистые стали с содержанием хрома более 12 и 25 %.

В *первую группу* входят стали 12X13, 20X13, 30X13, 40X13. Напомним, что легирование смещает точку *S* диаграммы состояния системы Fe — Fe₃C (см. рис. 4.2) в область меньших значений углерода (см. рис. 6.3), т.е. стали, имеющие структуру перлита (эвтектоидные), содержат углерода меньше 0,8 %, причем тем меньше, чем более легирована сталь. Таким образом, стали 12X13 и 20X13 являются доэвтектоидными (их структура в отожженном состоянии феррит и перлит), сталь 30X13 — эвтектоидной (структура перлит), а сталь 40X13 — заэвтектоидной (структура перлит, цементит и карбиды хрома). Стали этой группы устойчивы против коррозии в атмосфере, воде, ряде слабых растворов кислот и щелочей.

Низкоуглеродистые стали 12X13 и 20X13 имеют невысокую прочность и твердость, практически не упрочняются при термической обработке, их достоинство — высокая пластичность. Эти стали используют для изготовления лопаток турбин, клапанов гидравлических устройств, арматуры крекинг-установок.

Повышение содержания углерода в сталях этой группы приводит к увеличению твердости и прочности, но уменьшению пластичности. В отожженном состоянии заметно снижается коррозионная стойкость. Это связано с тем, что часть хрома расходуется на образование карбида хрома (Cr₂₃C₆), поэтому концентрация хрома в твердом растворе не достигает 12 %. Для сталей с содержанием углерода 0,3...0,4 % необходима термическая обработка, обеспечивающая обогащение твердого раствора хромом за счет растворения в аустените карбида Cr₂₃C₆.

Стали 30X13 и 40X13 подвергают закалке от температуры 1000...1100 °С. Структура сталей после закалки — мартенсит. Закалка и низкий отпуск сталей (200 °С) позволяют получить стали 30X13 и 40X13 с достаточно высокой твердостью примерно 40 HRC и 50 HRC соответственно. Эти стали используют для изготовления хирургических инструментов, упругих элементов и т.п.

Ко *второй группе* относятся стали, легированные 25...30 % Cr (например, сталь 12X28), которые обладают более высоким электрохимическим потенциалом и, следовательно, большей коррозионной стойкостью. Эти стали устойчивы против коррозии в азотной кислоте, слабых растворах соляной кислоты и ряде других кислот; их используют для изготовления аппаратуры химической промышленности.

Хромоникелевые аустенитные стали легированы 12 % хрома и 9...10 % никеля, при меньшем содержании никеля коррозионная

стойкость не достигается. Стали с таким содержанием никеля являются *аустенитными* (см. подразд. 6.4 и рис. 6.1, б).

Наиболее широко используются хромоникелевые стали марок 12X18H9 и 12X18H9Т (0,12 % С, 18 % Cr, 9 % Ni и около 0,1 % Ti в стали 12X18H9Т). Структура этих сталей — аустенит, они не претерпевают полиморфного превращения, т.е. упрочнить их термической обработкой невозможно. Однако изделия из этих сталей подвергают термической обработке для повышения коррозионной стойкости за счет обогащения хромом твердого раствора. При наличии углерода в структуре отожженной стали присутствуют карбиды хрома, это означает, что не весь хром находится в твердом растворе. Закалка от температуры 1000 °С с охлаждением в воде позволяет растворить карбиды хрома в аустените и предотвратить их выделение при быстром охлаждении.

При использовании стали 2X18H9 возникает опасность появления *межкристаллитной коррозии*. При нагреве закаленной стали (например, при сварке) возможно выделение карбидов хрома ($Cr_{23}C_6$) по границам зерен аустенита. Это приводит, во-первых, к обеднению хромом ниже допустимого уровня 12 % областей аустенита, расположенных в приграничных зонах, а также к созданию микрогальванических пар, потому что образуются две фазы с разным электрохимическим потенциалом — аустенит и карбид. В результате возникает множество очагов локальной коррозии. Лист из стали, пораженной межкристаллитной коррозией, не издает металлического звука и может разрушиться в порошок уже при небольших нагрузках. Склонность к этому виду коррозии можно устранить или заметно снизить легированием — введением в сталь сильных карбидообразующих элементов, например титана (сталь 12X18H9Т содержит около 0,1 % Ti). Титан связывает весь углерод в своем карбиде TiC, на образование карбидов хрома углерода не остается, поэтому весь хром растворяется в аустените.

Аустенитные нержавеющие стали обладают высокой пластичностью, они хорошо обрабатываются давлением. Свариваемость сталей также хорошая. Упрочнение сталей возможно за счет наклепа. При деформации, равной 40 %, предел прочности возрастает более чем в 2 раза (примерно с 600 до 1400 МПа). Вместе с тем склонность к упрочнению наклепом приводит к весьма низкой обрабатываемости резанием, потому что стали сильно упрочняются в процессе резания.

Хромоникелевые аустенитные стали превосходят хромистые по сопротивлению коррозии, они устойчивы против коррозии в морской воде, лаках, органических и азотной кислотах, слабых щелочах. Эти стали используют для изготовления деталей, работающих в указанных средах.

8.2. Жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы

Жаростойкие стали и сплавы. *Жаростойкость* (окалиностойкость) — это способность металла сопротивляться окислению при высоких температурах. При повышении температуры скорость окисления металлов возрастает. Железо при температурах выше 570 °С образует оксиды FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃, не защищающие поверхность металла от воздействия кислорода.

Окалиностойкость сталей достигается легированием хромом, алюминием или кремнием. Эти элементы образуют на поверхности стали плотные оксиды Cr₂O₃, Al₂O₃, SiO₂, затрудняющие окисление.

Образование защитной оксидной пленки обеспечивается только наличием соответствующих легирующих элементов. Поэтому жаростойкость определяется химическим составом стали и не зависит от ее структуры.

Для работы при температурах до 800 °С применяют *хромистые стали*. Влияние хрома наиболее заметно при содержании 15...20 % (стали 12X17, 15X25Т). При более высоких температурах используют *хромоникелевые стали* (20X23Н13) и сплавы на основе никеля (ХН45Ю с составом 44...46 % Ni, 15...17 % Cr, 2,9...3,9 % Al). Содержание кремния и алюминия не превосходит 4 %, при их большем содержании сплавы становятся весьма хрупкими.

Жаростойкие стали и сплавы применяют для изготовления печного оборудования, сопловых аппаратов, деталей газотурбинных установок.

Жаропрочные стали и сплавы. *Жаропрочность* — это сопротивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительной нагрузке. При повышении температуры силы межатомных связей ослабевают и металлы разрушаются при напряжениях более низких, чем при комнатной температуре. Разрушение происходит в результате ползучести.

Жаропрочность характеризует сопротивление материала ползучести. Напомним, что ползучесть развивается при рабочей температуре, превышающей температуру рекристаллизации, и напряжениях выше предела текучести (см. подразд. 3.2 и рис. 3.14). Таким образом, жаропрочность тем выше, чем выше температура рекристаллизации T_p , которая, в свою очередь, зависит от температуры плавления металла $T_{пл}$:

$$T_p = \alpha T_{пл},$$

где $\alpha = 0,3...0,4$ для технически чистых металлов; $\alpha = 0,6...0,8$ для сплавов.

Таким образом, повышение жаропрочности достигается применением металлов с высокой температурой плавления.

ния (тугоплавких), а также сплавов — за счет увеличения коэффициента α . Высокие значения α (0,6...0,8) характерны для твердых растворов. При этом аустенитные стали и сплавы обладают большей жаропрочностью, чем ферритные, так как температура рекристаллизации выше у сплавов с ГЦК, а не с ОЦК решеткой.

Более высокой жаропрочностью обладают *крупнозернистые структуры* с меньшей протяженностью границ зерен, потому что именно на границах зерен скапливается большое количество дефектов, что делает их наиболее ослабленными участками в металле. Кроме того, по границам развивается процесс ползучести в результате перемещения одного зерна относительно другого.

Для сплавов, предназначенных для краткосрочной эксплуатации, оптимальной является структура, обеспечивающая наибольшую прочность. Это структура, состоящая из твердого раствора и упрочняющих дисперсных частиц второй фазы (см. подразд. 2.7 и рис. 2.28). Структура сплавов, предназначенных для длительной эксплуатации, должна быть однофазной.

Жаропрочность характеризуется *пределом длительной прочности* — напряжением, вызывающим разрушение при определенной температуре за данный отрезок времени. Например, $\sigma_{1000}^{700} = 200$ МПа означает, что при напряжении 200 МПа и температуре 700 °С разрушение произойдет не ранее, чем через 1000 ч.

В качестве жаропрочных материалов используют:

- стали на основе Fe_{α} для работы при температурах до 600 °С; аустенитные стали на основе Fe_{γ} , легированные никелем (около 18 %), для работы при температурах до 850 °С;
- сплавы на основе никеля или железо-никелевые для работы при температурах до 950 °С.

Для работы при температурах около 600 °С и длительности работы 10 000... 100 000 ч используют низкоуглеродистые стали, в небольших количествах (до 1 %) легированные хромом, молибденом и ванадием (12ХМ, 15ХМ, 12Х1МФ), их используют для деталей котельного оборудования (паропроводы, крепеж и т. п.).

Применяются также стали с содержанием углерода около 0,4 %, легированные хромом и кремнием, — *сильхромы* (40Х9С2, 40Х10С2М). Их отличительной особенностью является высокое сопротивление окислению, что обеспечивается высоким содержанием хрома и кремния. Сильхромы используют для выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания.

Аустенитные стали (12Х18Н9Т, 08Х18Н10Т) применяют для деталей, работающих при температурах до 850 °С.

Для работы при более высоких температурах применяют сплавы на *железоникелевой* (ХН35ВТ, содержащий в среднем 15 % Cr, 35 % Ni, 3,0 % W, 1,3 % Ti) или *никелевой основе* (ХН77ТЮР — 20 % Cr, 2,7 % Ti, до 1,0 % Fe, до 0,4 % Mn, Ni — в основе).

В технике находят применение *тугоплавкие* металлы с температурой плавления выше, чем у железа (1539°C). К ним относятся Nb, Mo, Ta, Cr и W с температурами плавления соответственно $2468, 2625, 2996, 1849$ и 3410°C . Поскольку чистые металлы имеют сравнительно низкую жаропрочность (малое значение коэффициента α), то для повышения жаропрочности их легируют элементами, образующими твердые растворы. Все тугоплавкие металлы обладают низкой жаростойкостью, в связи с чем на них наносят защитные покрытия.

8.3. Стали и сплавы с особыми магнитными свойствами

Магнитные стали и сплавы делятся на *магнитотвердые* и *магнитомягкие*. Эти материалы различаются величинами основных магнитных характеристик (см. рис. 3.21): *остаточной индукции B_r* , *коэрцитивной силой H_c* , *магнитной проницаемостью μ* . Магнитотвердые материалы должны иметь высокие значения B_r и H_c . Магнитомягкие, напротив, малую величину H_c и высокое значение μ (рис. 8.2).

Магнитотвердые материалы используют для изготовления постоянных магнитов. Они намагничиваются в сильных магнитных полях, а после снятия поля сохраняют свои магнитные свойства. Магнитотвердые стали и сплавы должны обладать высокими значениями остаточной индукции B_r и коэрцитивной силы H_c (рис. 8.2, а). Именно высокое значение остаточной ин-

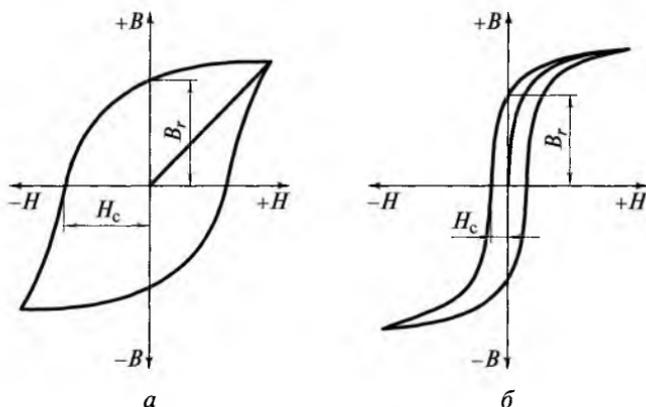


Рис. 8.2. Кривые гистерезиса магнитотвердых (а) и магнитомягких (б) материалов:

B — магнитная индукция; H — напряженность магнитного поля; B_r — остаточная индукция; H_c — коэрцитивная сила

дукции, которая остается после снятия внешнего магнитного поля, определило применение магнитотвердых материалов для изготовления постоянных магнитов. Высокие значения коэрцитивной силы гарантируют способность постоянных магнитов сопротивляться размагничиванию.

Коэрцитивная сила возрастает при наличии в твердом растворе второй дисперсной фазы, возникновении напряжений в кристаллической решетке, измельчении зерна.

Постоянные магниты небольших размеров делают из углеродистых заэвтектоидных сталей У10, У12. Закалка на мартенсит обеспечивает высокие значения коэрцитивной силы вследствие возникновения больших закалочных напряжений. Сталь У12 после закалки в воде приобретает следующие магнитные свойства: $H_c = 4800$ А/м; $B_r = 0,8$ Тл. Легированные конструкционные стали имеют практически те же магнитные характеристики, но большую прокаливаемость, поэтому из них можно изготавливать магниты больших размеров.

В настоящее время для постоянных магнитов широко используют стали с 1 % С, легированные хромом, вольфрамом, кобальтом или совместно несколькими элементами (ЕХ3, ЕХ7В6, ЕХ5К5). Магнитные стали маркируются буквой Е, а далее так же, как известные конструкционные стали, например сталь ЕХ9К15М2 содержит 1 % С, 9 % Сг, 15 % Со, 2 % Мо.

Для получения высоких магнитных свойств стали подвергают *термической обработке*, состоящей из нормализации, закалки в масле или воде и низкотемпературного отпуска при 100 °С в течение 10... 24 ч.

Нормализацию проводят для устранения «магнитной порчи», которая возникает в процессе отжига вследствие коагуляции (роста) карбидов. В результате снижается коэрцитивная сила, потому что она имеет высокие значения только при малых размерах зерен второй фазы — ее дисперсности. Охлаждение при закалке обычно проводят в масле, чтобы избежать коробления и образования трещин, хотя это по сравнению с охлаждением в воде несколько снижает магнитные свойства. Обработка холодом повышает магнитные свойства, так как устраняет немагнитную фазу — аустенит. Отпуск несколько снижает коэрцитивную силу, но обеспечивает стабильность магнитных свойств в процессе эксплуатации.

Стали являются дешевым материалом, однако их магнитные характеристики невысоки. Более высокие магнитные свойства имеют сплавы систем Fe—Al—Ni — *альни*, Fe—Al—Ni—Co — *альнико* (например, 8 % Al, 24 % Со, 14 % Ni, 3 % Cu). Это дисперсионно-твердеющие сплавы. Эти сплавы не поддаются ни пластической деформации, ни обработке резанием, детали из них получают литьем.

Сплавы подвергают *сложной термической обработке*. Заготовку, нагретую до 1300 °С, помещают между полюсами электромагнита напряженностью 160 А/м и охлаждают до 500 °С, затем на воздухе без воздействия магнитного поля. Отпуск выполняют при 600 °С. При этой температуре происходит дисперсионное твердение, т.е. выделение из пересыщенного твердого раствора мельчайших частиц второй фазы (см. подразд. 2.7), наличие которых повышает коэрцитивную силу. После такой обработки сплавы обладают *анизотропией магнитных свойств*. Более высокие магнитные свойства достигаются в направлении внешнего магнитного поля, которое было приложено при закалке.

Магнитомягкие сплавы и стали, которые имеют низкую коэрцитивную силу и высокую магнитную проницаемость (рис. 8.2, б), применяют для изготовления сердечников, магнитных устройств, работающих в переменных магнитных полях. Магнитомягкие материалы должны иметь однородную (гомогенную) структуру и крупное зерно.

В качестве магнитомягкого материала используют *технически чистое железо*. Его применяют для изготовления сердечников реле, электромагнитов постоянного тока, полюсов электрических машин и др.

Широкое применение в промышленности нашли низкоуглеродистые и легированные кремнием электротехнические стали (0,05...0,005 % С, 1,0...4,8 % Si). Легирование кремнием повышает электрическое сопротивление стали, уменьшает потери на вихревые токи, повышает магнитную проницаемость, снижает коэрцитивную силу и, таким образом, потери на гистерезис.

Незначительный наклеп сильно снижает магнитную проницаемость и повышает коэрцитивную силу. Для снятия напряжений и искажений структуры после прокатки, а также для укрупнения зерна электротехническую сталь подвергают отжигу при 1100...1200 °С в атмосфере водорода.

При рубке листов, резке, штамповке и гибке магнитные свойства электротехнической стали ухудшаются. Для их восстановления рекомендуется отжиг при 750...800 °С с изотермической выдержкой в течение 2 ч и последующим медленным (50 °С/ч) охлаждением до 400 °С. Электротехническую сталь изготавливают в виде листов толщиной от 0,05 до 1 мм.

Стали маркируются буквой Э и четырьмя цифрами:

- первая цифра означает вид проката и структурное состояние (1 — горячекатаная, 2 — холоднокатаная изотропная, 3 — холоднокатаная анизотропная);

- вторая цифра показывает содержание кремния: 0 — до 0,4 %; 1 — 0,4...0,8 %; 2 — 0,8...1,8 %; 3 — 1,8...2,8 %; 4 — 2,8...3,8 %; 5 — 3,8...4,8 %;

• третья и четвертая цифры — магнитные характеристики и их уровень (потери при перемагничивании при разных частотах тока, магнитную индукцию и магнитную проницаемость при разной напряженности магнитного поля).

Железоникелевые сплавы — пермаллои (от 40 до 80 % Ni) — имеют высокую магнитную проницаемость, что очень важно для приборов, работающих в слабых полях (радио, телефон, телеграф). Магнитные свойства пермаллоя сильно зависят от термической обработки. Для улучшения магнитных свойств после механической обработки пермаллои подвергают отжигу при 1100...1200 °С в вакууме или атмосфере водорода. При этом укрупняется зерно, устраняются остаточные напряжения и удаляются примеси углерода. Охлаждение в магнитном поле после изотермической выдержки при отжиге повышает магнитные свойства.

Немагнитные стали. В электромашиностроении и приборостроении многие детали изготавливают из немагнитных сталей. Раньше для этой цели применяли цветные металлы, а теперь широко используют немагнитные аустенитные стали. Применение этих сталей резко снижает стоимость деталей, а также повышает механические свойства и уменьшает потери на вихревые токи в электроаппаратуре.

В промышленности широко применяют *аустенитные коррозионно-стойкие стали* 12Х18Н10, 12Х18Н10Т, а также более дешевые аустенитные стали 55Г9Н9Х3 и 45Г17Ю3, в которых никель частично или полностью заменен марганцем.

8.4. Металлы с особыми электрическими свойствами

Это материалы с низким (проводники) или высоким электрическим сопротивлением ρ , жаростойкие сплавы, термоэлектродные сплавы.

Металлы высокой проводимости должны обладать низким удельным электрическим сопротивлением $\rho < 0,1$ мкОм·м.

Одним из лучших и наиболее применяемых проводников является *медь* $\rho = 0,017...0,018$ мкОм·м, меньшие значения ρ только у серебра — 0,016 мкОм·м. Примеси сильно снижают электропроводность меди, поэтому их содержание ограничивают до 0,05 % (марка М0) и до 0,1 % (марка М1).

Медные проволока и лента поставляются в отожженном состоянии — марка ММ (мягкая медь) или после холодной пластической деформации (наклепа) — марка МТ (твердая медь). Мягкую медь ММ применяют для изготовления обмоточных и монтажных проводов, токопроводящих шин, кабелей, где важ-

на гибкость и пластичность ($\sigma_b = 200 \dots 300$ МПа, $\delta = 40 \dots 50$ %). Твердую медь МТ используют, когда необходимо обеспечить высокую твердость, сопротивление истиранию и большую механическую прочность ($\sigma_b = 350 \dots 480$ МПа, $\delta = 0,5 \dots 0,4$ %). Из нее изготавливают провода для воздушных линий, коллекторные пластины электрических машин и др.

Алюминий — по применимости второй после меди проводниковый материал. Он обладает высокой электропроводностью (60 % электропроводности меди) и малой плотностью (2,7 г/см³). Алюминий легче меди почти в 3,5 раза (ее плотность 8,9 г/см³), поэтому замена меди на алюминий позволяет примерно в 2 раза снизить массу проводов при той же передаваемой мощности электроэнергии. Это определило его широкое применение для изготовления проводов электропередач воздушных линий. Кроме того, алюминий используют для изготовления кабелей, обмоток трансформаторов и электрических машин, электромагнитов. Из алюминия изготавливают провода диаметром от 0,06 до 8 мм, фольгу толщиной от 0,006 до 0,15 мм, а также шины толщиной от 3 до 12 мм.

Сплавы с высоким удельным электрическим сопротивлением являются твердыми растворами в силу того, что у твердых растворов сопротивление ρ выше, чем у образующих их элементов.

Различают сплавы *реостатные* для изготовления реостатов и элементов электроизмерительных приборов и *жаростойкие*, которые используют для нагревательных элементов печей и электронагревательных приборов.

В качестве реостатных сплавов широкое применение нашли сплавы меди и никеля: константан (40 % Ni, 1,5 % Mn, остальное — Cu) и никелин (45 % Ni, 55 % Cu).

В качестве жаростойких применяют *нихромы* (например, Х20Н80 — 80 % Ni, 20 % Cr), *фехрали* (Х13Ю4 — 13 % Cr, 4 % Al, остальное — Fe), *хромали* (Х23Ю5 — 23 % Cr, 5 % Al, остальное — Fe). Эти сплавы используют для эксплуатации при температурах до 1100...1200 °С. Для более высоких температур — 1500...2500 °С — применяют тугоплавкие металлы вольфрам и молибден (температура плавления 3380 и 2990 °С соответственно) и сплавы на их основе.

Термоэлектродные сплавы используют для изготовления термопар, т.е. датчиков температуры (см. подразд. 3.3).

Основные требования к сплавам для термопар: большие величины термоЭДС; стабильность термоэлектрических свойств; устойчивость против окисления в интервале рабочих температур.

Основными термоэлектродными сплавами являются *никелевые* и *медно-никелевые*: *алюмель* — НМцАК 2-2-1 (95 % Ni, 2 % Mn, 2 % Al, 1 % Si), *хромель* — НХ 9,5 (90 % Ni, 10 % Cr), *копель* — МНМц 43-0,5 (56,5 % Cu, 43 % Ni, 0,5 % Mn).

В промышленности используют следующие термопары: ХК (хромель — копель) при температурах до 600°C , ХА (хромель — алюмель) — до 1000°C . Для измерения высоких температур (до $1600 \dots 1800^{\circ}\text{C}$) используются термопары, одним из электродов которых является платина, а вторым сплав платины и родия — платинородий (термопара ПП: платина — платинородий).

8.5. Сплавы с особыми упругими свойствами

В приборостроении в ряде случаев требуются сплавы с регламентируемым температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) α , например, как у стекла, или равным нулю. Для подбора материалов с определенным ТКЛР используют железоникелевые сплавы. Температурный коэффициент линейного расширения этих сплавов изменяется согласно сложной зависимости (рис. 8.3), отличной от обычной для металлов (см. рис. 3.23). Сплав с 36% Ni называется *инваром* (от лат. *invariabilis* — неизменный), его можно считать практически не расширяющимся. Этот сплав применяют в приборостроении для деталей, для которых недопустимо изменение размеров при колебаниях температуры. Значения коэффициента α инвара на порядок ниже, чем у железа: при 100°C соответственно $1,5 \cdot 10^{-6}$ и $12,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. При замене части никеля кобальтом (29% Ni, 18% Co) получают сплав, называемый *коваром* ($\alpha = 5 \cdot 10^{-6}$).

Особыми упругими свойствами обладают *элинвары* — у этих сплавов при изменении температуры остается практически постоянным модуль упругости E . Это железоникельхромовые спла-

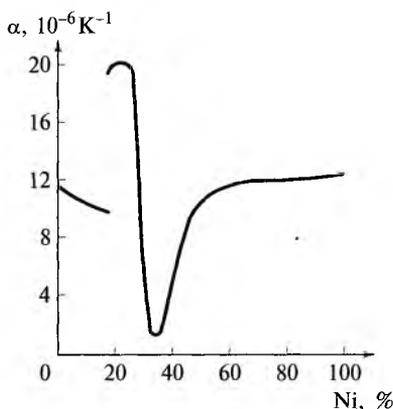


Рис. 8.3. Температурный коэффициент линейного расширения сплавов системы Fe — Ni

вы (36 % Ni, 8 % Cr). Температурный коэффициент линейного расширения этих сплавов лежит в пределах $18...23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, это примерно в 10 раз меньше, чем у углеродистых сталей, и в 20 раз меньше, чем у аустенитных сталей.

8.6. Износостойкие стали

Износостойкость сильно зависит от условий, в которых работают пары трения. Для конкретных условий следует подбирать соответствующие стали.

Стали высокой твердости необходимы для работы в условиях абразивного износа. Износ происходит за счет микрорезания твердыми частицами материала, работающего в паре с деталью, износостойкость которой необходимо повысить.

Высокие значения твердости могут быть достигнуты для целого ряда сталей с применением технологий их упрочнения.

Объемной и поверхностной закалке (см. подразд. 5.4.2) подвергают стали с высоким содержанием углерода: инструментальные У10, У12, 8ХФ и др., подшипниковые ШХ15, ШХ15СГ (см. подразд. 6.5). Следует отметить, что при одинаковой твердости более высокую износостойкость имеют заэвтектидные стали, в структуре которых после закалки наряду с мартенситом присутствуют карбиды — химические соединения высокой твердости.

Высокая твердость поверхностных слоев, которые противостоят износу, может быть достигнута применением *химико-термической обработки*: цементации, азотирования соответствующих сталей (см. подразд. 5.4.1).

Аустенитные стали, склонные к наклепу, эффективны при работе в условиях высоких давлений и динамических нагрузок. Под действием пластической деформации, возникающей при трении, поверхность материала наклепывается, что приводит к снижению износа. К сталям такого типа относится *сталь Гадфильда* (110Г13Л), в которой содержится 1,1 % С и 13 % Mn. Структура стали в литом состоянии: аустенит и карбиды $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. Максимальная износостойкость этой стали достигается в результате закалки от температуры $1050...1100^\circ\text{C}$ с охлаждением в воде.

После закалки сталь получает структуру аустенита и следующие свойства: $\sigma_b = 800...900 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 310...350 \text{ МПа}$; $\delta = 25...15 \%$; твердость — $180...200 \text{ НВ}$. Под действием высоких давлений и ударных нагрузок происходит упрочнение в результате наклепа, что обеспечивает высокую износостойкость стали. Сталь применяется для деталей, работающих в условиях изнашивания при высоких давлениях и ударных нагрузках, например для траков гусеничных машин, черпаков экскаваторов, трамвайных кре-

стовин и т. д. При отсутствии значительных нагрузок, вызывающих наклеп, повышения износостойкости этой стали не наблюдается. Она плохо сопротивляется и чисто абразивному износу.

Сталь 110Г13Л плохо обрабатывается резанием. Изделия из нее получают методами литья или реже горячей пластической деформацией.

8.7. Высокопрочные стали

К высокопрочным относятся стали, имеющие предел прочности более 1800...2000 МПа. Это среднеуглеродистые комплексно-легированные стали, мартенситно-стареющие стали и трипстали.

Среднеуглеродистые комплексно-легированные стали, содержащие 0,45...0,50 % С, например 40ХГСНЗВА, получают такую прочность (до 2000 МПа) после закалки и отпуска при температуре 250...300 °С. Так достигаются удовлетворительные величины пластичности и ударной вязкости ($\delta = 10\%$, $\psi = 40\%$, $KCU = 0,3$ МДж/м²). Прочность может быть повышена снижением температуры отпуска, а также применением сталей с большим содержанием углерода. Однако при этом сильно снижается пластичность стали, т. е. повышается склонность к хрупкому разрушению, следовательно, такие стали плохо сопротивляются ударным нагрузкам.

Мартенситно-стареющие стали являются безуглеродистыми высоколегированными сталями, в которых суммарное содержание легирующих элементов (никель, кобальт, молибден, алюминий) значительно превышает 10 %. Углерод является примесью — его содержание не должно превышать 0,04 %. Широкое применение получила сталь Н18К9М5ТЮ (18 % Ni, 9 % Co, 5 % Mo, 0,5 % Ti, 0,1 % Al). После закалки от 840...860 °С сталь обладает невысокой прочностью, очень пластична. В таком состоянии сталь можно подвергать обработке резанием, деформации, т. е. проводить формообразующие операции. Упрочнение достигается старением при 480...500 °С в результате дисперсионного твердения (см. подразд. 2.7) за счет выделения дисперсных частиц Ni₃Ti или Ni₃(Ti, Al).

После закалки и старения мартенситно-стареющие стали имеют следующие механические свойства: $\sigma_b = 2200...2400$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1500...1800$ МПа; $\delta = 12...15\%$; $\psi = 40...55\%$; $KCU = 10,6$ МДж/м².

Следует иметь в виду важное технологическое отличие мартенситно-стареющих сталей от традиционно используемых. Механическая обработка заготовок осуществляется не до, а после закалки, когда стали имеют самые низкие прочностные свойства. Таким образом, операция, вызывающая основные изменения размера и формы (деформация, коробление) у углеродистых и легированных сталей, — закалка — вынесена здесь в самое начало

технологического процесса, до обработки резанием. Поэтому закалочные напряжения в мартенситно-старееющих сталях несущественны, к тому же их величина весьма мала, потому что из-за высокого содержания легирующих элементов они принимают закалку с охлаждением на воздухе.

Кроме стали Н18К10М5ТЮ, применяются менее легированные мартенситно-старееющие стали типа Н12К8М4Г2, Н9Х12Д2ТБ и др., прочность которых несколько ниже ($\sigma_B = 1600 \dots 1800$ МПа).

Мартенситно-старееющие стали применяются, когда необходима и высокая прочность, и ударная вязкость, например в авиации.

Трипстали — это сравнительно новый класс сталей. Типичный состав: 0,3 % С; 9 % Cr; 8 % Ni; 4 % Mo; 2 % Mn; 2 % Si. Наличие никеля и марганца обеспечивает получение после закалки при температурах 1000...1100 °С аустенитной структуры, имеющей низкую прочность. Прочность стали возрастает после деформации при комнатной температуре, в результате которой происходит превращение аустенита в мартенсит (в отличие от мартенсита, получаемого при охлаждении, он называется мартенситом деформации). Трипстали обладают высокой прочностью, сохраняя высокую пластичность ($\sigma_B = 1800$ МПа; $\delta = 20$ %). Отличительной особенностью этих сталей является высокое сопротивление развитию трещины: значения K_{Ic} у них выше, чем у всех высокопрочных сталей, рассмотренных выше.

8.8. Сплавы с памятью формы

Обычные стали и сплавы после пластической деформации не восстанавливают свою форму. Особенностью сплавов, обладающих эффектом памяти формы, является то, что нагретый после холодной пластической деформации, восстановит форму, которую имело изделие при высоких температурах, т.е. при ранее выполненной горячей пластической деформации. Так, например, если проволоку закрутить в спираль при высокой температуре, а при низкой выпрямить (раскрутить), то повторный нагрев вызывает изменение формы: проволока вновь приобретает форму спирали и сохраняет ее при охлаждении.

В настоящее время известно большое количество таких сплавов. Это сплавы на основе меди (15 % ат. Ni, 36 % ат. Al) и никеля (36 % ат. Al) и др.

Наибольшее распространение получили сплавы типа *нитинол* (Н50Т50). Эффект памяти формы в них повторяется в течение многих тысяч циклов. Нитинол применяют в автоматических прерывателях тока, запоминающих устройствах, температурно-чувствительных датчиках.

8.9. Аморфные сплавы

Металлы и сплавы в аморфном состоянии, т. е. металлические стекла, впервые были получены в 1959—1960 гг. Они существенно отличаются от сплавов того же состава, имеющих традиционное кристаллическое строение. Металлические стекла различного состава обладают высокими механическими, магнитными, антикоррозионными свойствами.

Аморфная структура, которая представляет единое зерно, образуется при сверхвысоких скоростях охлаждения — 10^6 К/с и выше, благодаря чему достигается очень большая степень переохлаждения, при которой параметры кристаллизации ЧЦ и СК равны нулю (скорость охлаждения при получении отличается от традиционными методами около 1 К/с).

Существует ряд методов получения таких скоростей.

1. Высокоскоростное ионно-плазменное и термическое распыления материала с последующей конденсацией паров на охлаждаемую жидким азотом подложку. Скорость охлаждения около 10^{13} К/с.

2. Оплавление тонких поверхностных слоев деталей лазерным лучом, при этом высокая скорость охлаждения обеспечивается быстрым отводом тепла в глубокие слои металла. Скорость охлаждения $10^7 \dots 10^9$ К/с.

3. Закалка из жидкого состояния. Скорость охлаждения $10^6 \dots 10^{10}$ К/с.

Закалка из жидкого состояния — основной метод получения металлических стекол. Схема установки для получения металлического стекла в виде ленты приведена на рис. 8.4. Установка состоит из трех вакуумных камер 1. В верхней камере осуществляется расплавление металла плазменной горелкой 6, в средней расположен медный диск 3, нижняя является вакуумным резервуаром. Водоохлаждаемый медный тигель 4 расположен на стенке, разделяющей верхнюю и среднюю камеры. После помещения металла 5 в тигель откачивают воздух для создания вакуума с давлением 10^{-4} Па, затем в верхнюю и среднюю камеры подают аргон под давлением $(5 \dots 8) \cdot 10^4$ Па. После расплавления материала давление в средней ка-

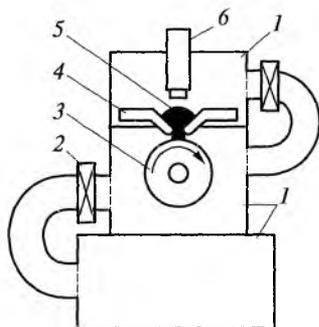


Рис. 8.4. Схема установки для получения металлов в аморфном состоянии (металлического стекла):

1 — вакуумные камеры; 2 — дроссельный клапан; 3 — медный диск; 4 — медный тигель; 5 — металл; 6 — плазменная горелка

мере сбрасывается до 10^4 Па с помощью дроссельного клапана 2. Под действием разности давления расплав поступает в среднюю камеру и попадает на вращающийся медный диск. При непрерывной подаче жидкого металла образуется лента с аморфной структурой.

Аморфная структура металлических стекол неустойчива, она стремится перейти в более равновесную форму, т.е. кристаллическую. Это происходит при нагреве выше температуры кристаллизации $T_{кр}$:

$$T_{кр} = (0,4 \dots 0,65) T_{пл},$$

где $T_{пл}$ — температура плавления.

Применение этих материалов ограничено температурой. Свои свойства они сохраняют лишь ниже $T_{кр}$. Кроме того, сортамент их выпуска ограничен, в основном это тонкая фольга, ленты, нити, так как при больших сечениях невозможно добиться сверхвысоких скоростей охлаждения. Основная область применения — микроэлектроника и радиоэлектроника, где используется фольга и необходимо нанесение тонких пленок аморфных металлов на полупроводниковые или изолирующие подложки. Однако такое применение аморфных металлических сплавов определяется не только и не столько технологическими соображениями, сколько их свойствами. Металлические стекла обладают особыми электрическими и магнитными свойствами. Так, удельное электросопротивление сплава $Ni_{80}Si_7B_{80}$ в 1,5 раза больше, чем у нихрома (традиционный сплав с высоким сопротивлением).

Железokoбальтовые сплавы обладают высокой магнитной проницаемостью и малой коэрцитивной силой, что необходимо для магнитомягких материалов. Коэрцитивная сила тем меньше, чем крупнее зерно, а структура аморфных сплавов подобна единому зерну. Они могут заменить традиционные пермаллои — сплавы, содержащие от 45 до 83 % Ni.

Для аморфных сплавов, в состав которых входят железо, хром и кобальт, характерно сочетание высоких величин твердости и прочности (табл. 8.1).

Маркировка аморфных сплавов отличается от принятой для сталей и сплавов. Они обозначаются аналогично химиче-

Таблица 8.1

Механические свойства аморфных металлических сплавов

Состав, % (ат.)	Твердость HV	Предел прочности σ_b , МПа
$Fe_{80}B_{20}$	1100	3130
$Fe_{46}Cr_{16}Mo_{20}C_{20}$	1150	4000
$Co_{34}Cr_{28}Mo_{20}C_{18}$	1400	4100

ским соединениям. Цифры показывают содержание элемента в атомных процентах, например $Fe_{80}B_{80}$.

Использование аморфных сплавов для изготовления нагруженных деталей, к сожалению, ограничено производимым сортаментом. Нити используют для армирования композиционных материалов (см. гл. 13), ленты — для намотки при изготовлении сосудов высокого давления. Из ленты также изготавливаются упругие элементы.

Достижение весьма высокой твердости реальных деталей можно реализовать путем аморфизации поверхностных слоев лазерной обработкой. Так, лазерная обработка чугунной детали (3,2 % С, 2,6 % Si, 0,64 % Mn, 0,06 % P) позволила получить твердость поверхности, равную 1200 НВ. Такая весьма высокая твердость достигается, например при азотировании сталей, содержащих алюминий.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое коррозия? Назовите причины, вызывающие коррозию.
2. Перечислите способы защиты металлов от коррозии. Дайте краткую характеристику каждого способа.
3. Назовите марки сталей, устойчивых против коррозии. Укажите области применения этих сталей.
4. Что такое жаростойкость и жаропрочность? Назовите области применения жаростойких и жаропрочных сталей и сплавов.
5. Какими явлениями обусловлен эффект ползучести металлов?
6. Какие типы магнитных материалов вы знаете?
7. Каковы свойства и назначение магнитомягких и магнитотвердых материалов?
8. Назовите материалы, обладающие низким электрическим сопротивлением (проводники) и высоким сопротивлением. Укажите область их применения.
9. Какими свойствами обладают сплавы типа инвар, ковар, эльинвар?
10. Как обеспечивается износостойкость сталей для разных условий эксплуатации?
11. Назовите марки и области применения износостойких сталей.
12. Какие высокопрочные стали вы знаете? В чем принципиальное технологическое отличие мартенситно-старееющих сталей?
13. В чем отличие сплавов с эффектом памяти формы от традиционных металлических материалов?
14. Каким образом достигается восстановление формы?
15. В каких условиях образуются аморфные металлические сплавы?
16. Какие особые свойства имеют аморфные металлические сплавы?
17. До каких температур аморфные металлические сплавы сохраняют свои свойства?

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

9.1. Требования к свойствам инструментальных материалов

В металлообрабатывающем производстве используют:

- **режущий инструмент** для обработки резанием (точение, сверление, фрезерование, шлифование и др.);
- **штамповый инструмент** для пластического деформирования (ковка, штамповка, гибка и др.);
- **контрольно-измерительный инструмент** для контроля формы и размеров заготовок и деталей, а также свойств материалов.

Для многих видов режущего и штампового инструмента характерны тяжелые условия эксплуатации: высокие напряжения, нагрев. Контрольно-измерительный инструмент не работает в условиях высоких напряжений, однако от него требуется сохранение весьма высокой точности в течение длительного времени, т.е. он должен обладать хорошей *износостойкостью*.

Режущий и штамповый инструмент в процессе работы находится под воздействием очень высоких контактных напряжений, при этом создаются условия, близкие к всестороннему неравномерному сжатию. В таком состоянии материал склонен к пластическому деформированию, что усугубляется нагревом. Сопротивление материала большим пластическим деформациям характеризуется *твердостью* (см. подразд. 3.2). Контрольно-измерительный инструмент также должен иметь высокую твердость, так как именно это свойство определяет износостойкость (см. подразд. 8.6). Таким образом, именно высокая твердость определяет принципиальную возможность использования материалов в качестве инструментальных.

Для изготовления инструмента используют материалы, имеющие или получающие в результате термической обработки высокую твердость:

- **инструментальные стали**, высокая твердость которых достигается за счет термической обработки;
- **твердые сплавы и режущая керамика** — материалы, получаемые методом порошковой металлургии. Высокая твердость этих материалов определяется их химическим составом: твердые сплавы в основном, а режущая керамика полностью, состоят из хими-

ческих соединений, обладающих весьма высокой твердостью (карбидов, оксидов, нитридов);

• *сверхтвердые материалы (СТМ)*, к которым относятся самые твердые материалы — алмазы (природные и синтетические), а также кубический нитрид бора (КНБ), синтетический материал, уступающий по твердости только алмазу.

При резании и горячей штамповке происходит нагрев инструмента. Способность материала сохранять твердость при нагреве — *теплостойкость* — является важной характеристикой инструментальных материалов. При обработке резанием температура в зоне резания тем выше, чем больше скорость резания, таким образом, *теплостойкость* в данном случае определяет производительность обработки. *Теплостойкость* штамповых сталей определяется температурой обрабатываемой заготовки.

В процессе резания и обработки давлением инструментом подвергаются воздействию динамических нагрузок и различных напряжений: изгиба (многолезвийный режущий инструмент), кручения (осевой режущий инструмент), сжатия (штамповый инструмент) и реже растяжения (протяжки). Поэтому инструментальные материалы для режущего и штампового инструмента должны обладать достаточно высокими механическими характеристиками: *пределом прочности и ударной вязкостью*.

Чем выше *модуль упругости* инструментального материала, тем меньше упругие отжатия при резании и штамповке, что обеспечивает большую точность обработки и меньшую шероховатость обрабатываемой поверхности.

Температура в зоне резания зависит от *теплопроводности и теплоемкости* инструментального материала. Чем выше теплопроводность, тем интенсивнее отвод тепла из зоны обработки. При более высокой теплоемкости материала для его нагрева до определенной температуры требуется большее количество теплоты. Поэтому при одинаковых условиях меньше нагревается тот инструмент, который изготовлен из материала с большей теплопроводностью и теплоемкостью.

Желательно, чтобы температурный коэффициент линейного расширения был минимальным. Объемные изменения при нагреве и охлаждении инструмента в процессе обработки приводят к развитию термической усталости. Это уменьшает долговечность его работы. Для штампов горячего деформирования характерно явление *разгара* — образования поверхностных трещин, возникающих из-за объемных изменений поверхностных слоев, вследствие того, что штампы работают в условиях нагрева — охлаждения (термоциклирования). Штамповые стали должны обладать *разгаростойкостью*, которая повышается при увеличении ударной вязкости.

Инструментальный материал должен иметь достаточно высокую *химическую устойчивость*. Это предотвращает или снижает

вероятность появления адгезии (схватывания материала инструмента и обрабатываемой детали) и возникновения диффузионного износа (диффузии инструментального материала в обрабатываемый). Для режущего инструмента эта опасность возникает при больших скоростях резания, из-за высоких температур в зоне обработки. Для штампового инструмента вероятность такого износа появляется при литье металлов под давлением (изготовление пресс-форм из штамповых сталей).

Для изготовления режущего инструмента в меньшей степени используют углеродистые и легированные стали, а в большей степени — быстрорежущие стали.

9.2. Материалы для изготовления режущего инструмента

9.2.1. Стали

Углеродистые и легированные инструментальные стали. Эти стали не обладают теплостойкостью. Они сохраняют высокую твердость при нагреве лишь до температуры около 200 °С.

Высокая твердость сталей (61... 64 HRC) достигается только за счет мартенситного превращения. Твердость мартенсита зависит от концентрации в нем углерода, поэтому его содержание в инструментальных сталях высокое (0,7... 1,3 %). Углеродистые инструментальные стали (семь марок от У7 до У13) не обладают достаточной прокаливаемостью: при закалке в воде прокаливаемость стали У7 не более 12 мм, а стали У12 не более 20 мм. Из них можно изготавливать только инструменты небольшого размера. Кроме того, закалка этих сталей производится с охлаждением в воде. Это определяет высокую вероятность корробления или даже появления трещин.

Низколегированные стали 11ХФ, 13Х и др. имеют несколько лучшую прокаливаемость. Высокую твердость — 62... 64 HRC — в сечениях до 20 мм они получают при закалке не в воде, как углеродистые, а в масле.

Комплексно-легированные стали ХВГ, ХВСГ, 9ХС прокаливаются при закалке в масле в сечениях 20... 100 мм, это стали глубокой прокаливаемости.

Структура и термическая обработка сталей. Почти все стали являются заэвтектоидными (исключение У7 — доэвтектоидная и У8 — эвтектоидная). Карбидная фаза этих сталей — цементит (M_3C). В легированных сталях часть атомов железа в цементите может быть замещена атомами легирующих элементов. Упрочняющая термическая обработка сталей этой группы заключается в закалке и низком отпуске.

Закалку доэвтектоидных сталей выполняют от температуры выше A_{c3} на 30...50 °С, заэвтектоидных — от температуры выше A_{c1} на 50...70 °С (см. подразд. 5.3.1). В целях уменьшения закалочных напряжений может быть использована ступенчатая закалка (см. подразд. 5.3.4).

К достоинствам сталей этой группы следует отнести возможность выполнения закалки ТВЧ. Их закалочные температуры значительно ниже температур начала плавления, что принципиально, так как нагрев ТВЧ осуществляется со значительным перегревом. Структура закаленных сталей: мартенсит закалки, остаточный аустенит и цементит (в заэвтектоидных сталях). В том случае, если наличие остаточного аустенита в структуре недопустимо, производится обработка холодом.

Температура *отпуска* 150...200 °С. При более высоких температурах нагрева происходит заметное разупрочнение, связанное с распадом мартенсита и коагуляцией цементита (см. подразд. 5.4). В процессе отпуска значительно снижаются закалочные напряжения, что приводит к росту прочности и ударной вязкости, твердость при этом уменьшается незначительно (на 1...2 HRC) и сохраняется высокой. Структура после отпуска: мартенсит отпуска, цементит и остаточный аустенит.

Отжиг — разупрочняющая термическая обработка сталей — выполняется для улучшения обрабатываемости резанием. В результате отжига должна быть получена структура зернистого, а не пластинчатого перлита, что обеспечивает более высокую обрабатываемость резанием. Температура отжига назначается для заэвтектоидных сталей несколько выше A_{c1} , доэвтектоидных выше A_{c3} .

В структуре заэвтектоидных сталей недопустима цементитная сетка (расположение пластин цементита вокруг зерна), что приводит к повышенной хрупкости стали. Для устранения этого дефекта используют нормализацию (см. подразд. 5.2 и рис. 5.12).

Свойства и область применения. После окончательной термической обработки стали получают твердость 61...64 HRC и предел прочности 2000...2500 МПа. Поскольку стали этой группы не обладают теплостойкостью, основная область их применения — изготовление инструментов, работающих с низкими скоростями резания (до 5...10 м/мин). Это ручной слесарный инструмент (метчики, плашки, развертки, напильники); протяжки, так как протягивание осуществляется с низкими скоростями. Из сталей этой группы изготавливаются также сверла.

При изготовлении протяжек и плашек требуется обеспечить минимальные деформации при закалке. Для этого используют стали глубокой прокаливаемости ХВГ (протяжки), ХВСГ (плашки), для которых характерна малая склонность к деформациям при термической обработке.

Напильники изготавливают из сталей У13 и 13Х, при этом в условиях массового производства применяется закалка ТВЧ. Сверла и метчики изготавливают из стали 9ХС. Кроме режущего инструмента из этих сталей изготавливают холодноштамповый инструмент, а также детали, от которых требуется износостойкость, обеспечиваемая высокой твердостью (детали оснастки, направляющие планки станков и др.).

Быстрорежущие стали. Основное свойство быстрорежущих сталей — *теплостойкость*, благодаря которой они сохраняют высокую твердость при нагреве до температур свыше 600 °С. Это связано со сложным механизмом упрочнения сталей этого класса, сочетающим мартенситное превращение с последующим дисперсионным твердением.

Для достижения высокой теплостойкости необходимо иметь высоколегированный твердый раствор, в котором затруднена диффузия углерода, с высокой устойчивостью против коагуляции при нагреве упрочняющей фазы. Это реализуется за счет того, что быстрорежущие стали легированы сильными карбидообразующими элементами, которые и образуют карбиды. Основными легирующими элементами быстрорежущих сталей являются химические аналоги: вольфрам и (или) молибден, в состав сталей также обязательно входят хром и ванадий. В зависимости от наличия W и Mo стали подразделяются на вольфрамовые, вольфрамомолибденовые и молибденовые.

Маркировка быстрорежущих сталей несколько отличается от конструкционных. Они обозначаются русской буквой Р (от англ. *rapid* — быстрый), цифра после которой показывает содержание вольфрама в стали. Содержание хрома во всех быстрорежущих сталях составляет около 4 % и в марке не указывается, как и содержание ванадия (2 %) и углерода (0,7... 0,9 %). Обозначения этих элементов входят в марку быстрорежущих сталей только при их большем содержании. Покажем это на примере наиболее распространенных сталей. Сталь Р18 содержит 18 % W, сталь Р6М5 — 6 % W и 5 % Mo, содержание углерода, хрома и ванадия в этих сталях находится в указанных пределах.

Структура быстрорежущих сталей. Структура быстрорежущих сталей в отожженном состоянии состоит из *феррита*, в котором растворена часть хрома, и *карбидов легирующих элементов*: основной карбид вольфрама или молибдена M_6C (1200 НВ) (в структуре сталей Р18 и Р6М5 он присутствует в количестве около 18 %), хрома — $M_{23}C_6$ (его твердость 1000 НВ, количество около 9 %) и ванадия — MC (2500 НВ, количество 1,5... 2 %) (цифры в формуле показывают количество атомов металла и углерода соответственно). Эти карбиды имеют сложный состав. Помимо атомов основного карбидообразующего элемента, в них могут растворяться в определенных количествах атомы железа и других легирующих

элементов (именно с этим связано такое обозначение карбидов). Так, в состав карбида M_6C могут входить атомы хрома, ванадия, железа, при этом основа карбидов в вольфрамовых сталях — W (до 75 % мас.), в молибденовых — Mo (до 62 % мас.), в вольфрамомолибденовых — W и Mo.

Техническая обработка. Упрочняющая термическая обработка быстрорежущих сталей должна обеспечить высокие значения твердости и теплостойкости. Это может быть достигнуто за счет высокой легированности твердого раствора, получаемой при закалке, и интенсивного дисперсионного твердения в процессе отпуска.

Нагрев под закалку должен обеспечить высокую легированность твердого раствора за счет растворения в аустените основного карбида быстрорежущих сталей M_6C . Он интенсивно растворяется при температуре свыше 1200 °С, это определяет необходимость закалки быстрорежущих сталей от высоких температур: 1270...1290 °С для P18 и 1210...1230 °С для P6M5.

После закалки в структуре остается часть нерастворившихся избыточных карбидов. Роль избыточных карбидов — сдерживание роста зерна (при крупном зерне снижаются прочность и вязкость) при нагреве под закалку, которая вынужденно выполняется от высоких температур. Высокая концентрация углерода и легирующих элементов в аустените приводит к снижению температур начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения. Температура M_k лежит в области отрицательных температур, поэтому в структуре закаленных быстрорежущих сталей сохраняется достаточно большое количество остаточного аустенита (до 30 %).

Таким образом, структура после закалки: мартенсит закалки (M_3), карбиды (К) и остаточный аустенит ($A_{ост}$).

При отпуске быстрорежущих сталей должно быть реализовано:

- дисперсионное твердение;
- снятие закалочных напряжений, т. е. превращение мартенсита закалки в мартенсит отпуска (M_o);
- превращение остаточного аустенита в мартенсит (аустенит не обладает необходимой твердостью).

Эти задачи решаются, во-первых, выбором температуры изотермической выдержки при отпуске и, во-вторых, за счет того, что отпуск выполняется многократно.

Технология термической обработки. Классическая упрочняющая термическая обработка инструмента из быстрорежущих сталей состоит из операций закалки и трехкратного (двукратного) отпуска при 550...570 °С с изотермической выдержкой 1 ч (рис. 9.1).

Нагрев под закалку осуществляется с предварительным подогревом при температурах, превышающих температуру ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения. На практике стали подогревают примерно до 850 °С в печи и 1050 °С в расплавленных солях. Это замедляет нагрев до температур закалки и практически предотвращает появ-

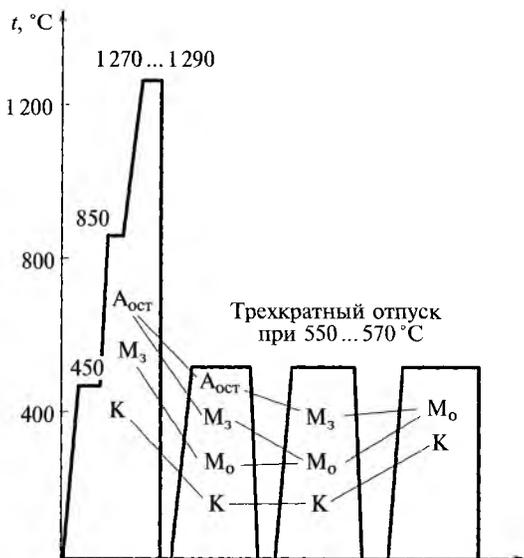


Рис. 9.1. Режим термической обработки быстрорежущих сталей

ление термических напряжений вследствие быстрого нагрева. Выдержка при подогреве составляет $15 \dots 20$ с на 1 мм диаметра (толщины), а при окончательном нагреве — около 10 с на 1 мм. Для предупреждения обезуглероживания поверхностных слоев инструмента, ведущего к потере твердости, нагрев под закалку осуществляют не в газовой атмосфере, а в жидкой среде — расплавленных солях (BaCl_2 при окончательном нагреве, $\text{BaCl}_2 + \text{NaCl}$ при подогреве). Охлаждение при закалке осуществляют в масле или горячих средах. Правильность выбора закалочной температуры оценивается по величине аустенитного зерна, выявляемого травлением микрошлифа закаленной стали. Зерно должно соответствовать баллу $11 - 10$ стандартной шкалы (рис. 9.2). Такая структура обеспечивает необходимое сочетание свойств: высокие значения твердости и теплостойкости и удовлетворительные прочность и вязкость. Повышение температуры закалки сверх оптимальной (перегрев) приводит к росту твердости и теплостойкости, но прочность и вязкость при этом снижаются из-за роста зерна. Закалка от температур ниже оптимальных (недогрев) приводит к противоположному эффекту.

Отпуск может осуществляться в солях (селитрах) или с нагревом в воздушной атмосфере. Во время изотермической выдержки в процессе отпуска при температурах $550 \dots 570$ °C (см. рис. 9.1) карбиды выделяются как из мартенсита, так и из аустенита. При этом происходят отпуск мартенсита закалки (он

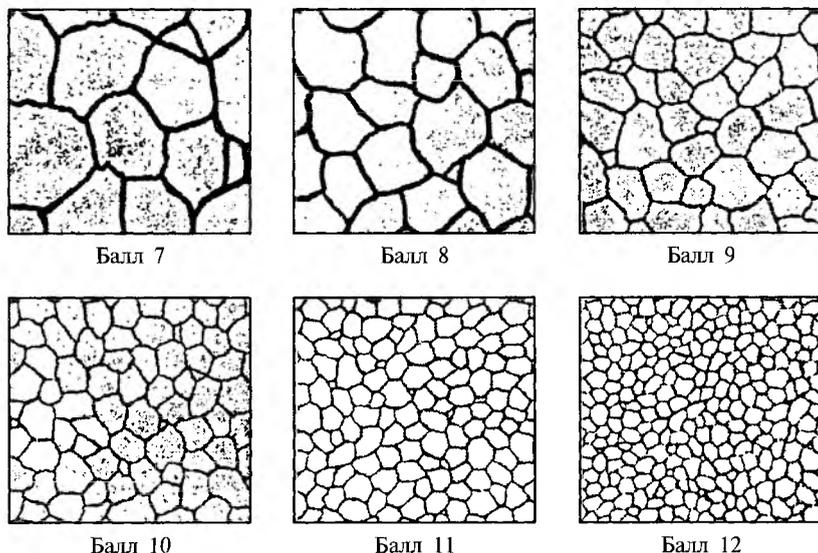


Рис. 9.2. Шкала крупности зерна быстрорежущих сталей (400 \times)

превращается в мартенсит отпуска $M_3 \rightarrow M_0$), снятие закалочных напряжений, а также снижение легированности аустенита. Следствием последнего процесса является повышение температур M_n и M_k , в результате чего при охлаждении после изотермической выдержки происходит превращение остаточного аустенита в мартенсит ($A_{ост} \rightarrow M_3$).

Основное количество остаточного аустенита превращается в мартенсит в результате первого отпуска. Однако в вольфрамовых сталях это превращение не проходит полностью. Структура этих сталей после первого отпуска состоит, таким образом, из мартенсита отпуска (получился в результате отпуска из мартенсита, полученного при закалке), мартенсита закалки (образовался при охлаждении после отпуска остаточного аустенита), небольшого количества остаточного аустенита и карбидов как избыточных, так и выделившихся в процессе отпуска. В процессе второго отпуска происходит практически полное превращение аустенита. Структура стали: M_0 , M_3 , К. Третий отпуск выполняется для снятия напряжений, вызванных мартенситным превращением в процессе второго отпуска (структура $M_0 + К$). Для вольфрамомолибденовых сталей с меньшей устойчивостью остаточного аустенита достаточно проведение двукратного отпуска.

Процесс выделения карбидов из твердого раствора — диффузионный, т.е. зависит от времени. Установлено, что при

принятых температурах отпуска продолжительность изотермической выдержки должна составлять 1 ч.

В качестве разупрочняющей термической обработки используется *отжиг*, включающий нагрев выше температуры ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения (840...860 °С для вольфрамовых и 800...830 °С для вольфрамомолибденовых сталей), длительную изотермическую выдержку при этой температуре (не менее 3 ч) и последующее весьма медленное охлаждение со скоростью не более 25...30 °С/ч. Отжиг должен обеспечить структуру зернистого перлита и минимальную твердость для улучшения обрабатываемости резанием.

Состав и свойства быстрорежущих сталей. В основу классификации быстрорежущих сталей по свойствам положена *теплостойкость*, которая определяет допустимые скорости резания, т. е. производительность обработки. Теплостойкость является стандартной характеристикой быстрорежущих сталей. В соответствии с ГОСТ 19265—73 она носит название «красностойкость» и оценивается температурой дополнительного четырехчасового отпуска (этот нагрев выполняется на образцах окончательно термически обработанной стали), после которого сохраняется определенный уровень твердости — 58 HRC. Например, Кр58 = 640 °С означает, что после четырехчасового нагрева при 640 °С твердость стали составила 58 HRC.

К *сталям нормальной теплостойкости* относятся вольфрамовые (P18, P12, P9) и вольфрамомолибденовые (P6M5) стали с твердостью 63...65 HRC, Кр58 = 610...620 °С, которые предназначены для обработки сталей ($\sigma_v \geq 800...1000$ МПа), чугунов (твердостью до 255...280 НВ) и цветных металлов и сплавов, обладающих хорошей обрабатываемостью (медных, алюминиевых, цинковых).

Стали повышенной теплостойкости. Более высокая теплостойкость сталей этой группы достигается за счет повышения содержания углерода до 1 %, ванадия до 3...4 % и (или) введения кобальта.

Наиболее распространенной из *высокоуглеродистых* сталей является сталь марки 10P6M5 (1 %С), отличающейся от P6M5 только повышенным на 0,2 % содержанием углерода. Их основное преимущество — повышенная твердость до 65...66 HRC. Рационально применять эти стали для изготовления инструмента, стойкость которого лимитирует размерный износ (развертки, метчики, зенкеры), а также для обработки улучшенных сталей повышенной твердости (260...300 НВ).

Увеличение содержания ванадия в стали сверх 1,5...2,0 % приводит к росту количества карбида ванадия VC, обладающего высокой твердостью (2500 НВ). Поэтому *высокованадиевые* стали обладают повышенной износостойкостью. Вместе с тем наличие карбида ванадия значительно ухудшает шлифуемость сталей, поэто-

му содержание ванадия в сталях ограничено и не превышает 4 % (P12Ф3, P6M5Ф3). Высокованадиевые стали имеют повышенные твердость 65...66 HRC и теплостойкость — $Kp58 = 630^\circ\text{C}$, поэтому их целесообразно использовать при обработке материалов, обладающих абразивными свойствами.

Наибольшие значения твердости (до 67...70 HRC) и красностойкости (до $645\text{...}650^\circ\text{C}$) получают *кобальтовые стали* (P9K5, P6M5K5, P12Ф4K5, P9M4K8Ф). Их применяют для обработки жаропрочных и нержавеющей сталей и сплавов, а также материалов с высокой твердостью (до 40...45 HRC).

9.2.2. Твердые сплавы и режущая керамика

Общие сведения. *Твердые сплавы* — это материалы, состоящие из зерен карбидов или карбонитридов тугоплавких металлов, соединенных металлической связкой. *Режущая керамика* состоит только из твердых химических соединений: оксидов, карбидов, нитридов.

Основной метод изготовления изделий из этих материалов — *порошковая металлургия*. Отличием этой технологии от литья является то, что по крайней мере один из компонентов в процессе спекания — окончательной операции производства изделий — находится в твердом состоянии, что обусловлено высокими температурами плавления этих компонентов.

Технология порошковой металлургии. Основными технологическими процессами порошковой металлургии являются:

- получение порошков;
- приготовление смесей;
- формование смесей;
- спекание.

Для *получения порошков* исходных компонентов используют различные технологии в зависимости от природы сырья.

Формование заготовок для последующего спекания может осуществляться различными методами: прессованием в пресс-формах, гидростатическим прессованием, мундштучным прессованием (метод шприцевания или выдавливания), шликерным литьем (отливка суспензий). Наиболее распространенной технологией в порошковой металлургии является прессование в пресс-формах.

Для лучшего уплотнения смеси в нее вводят пластифицирующие вещества: *пластификаторы* (например, парафин), облегчающие скольжение частиц друг относительно друга и стенок пресс-формы. Кроме того, пластификаторы придают заготовкам некоторую прочность за счет клеящей способности. Такие заготовки можно обрабатывать резанием либо непосредственно после формования, либо после предварительного спекания при

800...1000 °С, когда заготовки имеют большую пористость, облегчающую их обработку резанием. Это позволяет изготавливать изделия сложной формы, но вследствие высокой хрупкости при резании возможно выкрашивание или даже полломка заготовок.

Спекание — заключительная технологическая операция, в процессе которой происходит превращение пористого вещества в компактный *малопористый* или, в идеале, *беспористый* материал. В процессе спекания увеличивается плотность за счет снижения пористости, т.е. происходит уменьшение объема исходной дозированной смеси, ее усадка.

Спекание может выполняться без приложения нагрузки после холодного прессования (ХПС), при совмещении процессов прессования и спекания — горячее прессование (ГП), а в условиях всестороннего давления — горячее изостатическое прессование (ГИП). Последний метод может быть использован в качестве основной или дополнительной операции после ХПС или ГП. Его осуществляют в печах высокого давления (до 300 МПа), которое достигается за счет подачи нейтрального газа.

Наиболее дешевым является метод ХПС, его применяют для изготовления массовой продукции — режущих твердосплавных пластинок. Технологии горячего прессования позволяют снизить пористость с 2 до 0,5 % и повысить механические свойства. Однако они более энергоемки, требуют применения дорогостоящей прессовой оснастки из высокопрочного графита. Горячее прессование применяется главным образом при изготовлении изделий больших габаритов: волок, размольных шаров. Технология горячего изостатического прессования используется для изготовления тяжело нагруженного штампового инструмента. Обе технологии применяют для изготовления пластинок из керамики в связи с ее низкой прочностью. Керамика, полученная методом ГИП, обладает максимальной стойкостью.

Твердые сплавы. Основной фазой твердых сплавов являются карбиды или карбонитриды в количестве 80 % и более. Твердые сплавы имеют высокие твердость (87...92 HRA) и теплостойкость (800...1100 °С), поэтому допустимые скорости резания при использовании твердосплавного инструмента также высокие — 100...300 м/мин.

В зависимости от *типа твердой фазы* — карбиды, карбонитриды — и *металла-связки* твердые сплавы делятся на следующие четыре группы:

- WC — Co — вольфрамокобальтовые типа ВК;
- WC — TiC — Co — титановольфрамокобальтовые типа ТК;
- WC — TiC — TaC — Co — титанотанталовольфрамокобальтовые типа ТТК;
- TiC и TiCN — (Ni + Mo) — безвольфрамовые сплавы на основе карбида и карбонитрида титана типа ТН и КНТ.

Вольфрамкобальтовые сплавы маркируют буквами ВК и цифрой, показывающей содержание кобальта, например состав сплава ВК6: 94 % WC и 6 % Co. Для режущего инструмента используют сплавы ВК3, ВК4, ВК6, ВК8, ВК10.

Чем больше в сплаве кобальта, тем выше его прочность, но твердость и износостойкость при этом снижаются. Так, твердость и прочность сплава ВК3 соответственно составляют 89,5 НРА и 1176 МПа, а сплава ВК10 — 87 НРА и 1764 МПа. Теплостойкость сплавов ВК около 900 °С. Сплавы этой группы обладают наибольшей прочностью по сравнению с прочими твердыми сплавами.

По содержанию кобальта сплавы можно разделить на три группы: низкокобальтовые (3... 8 % Co), среднекобальтовые (10... 15 % Co) и высококобальтовые (20... 30 % Co). Для режущего инструмента используются сплавы с содержанием кобальта до 10 %, т.е. в основном низкокобальтовые. Сплавы с большим содержанием кобальта применяют для штампового инструмента.

Значительное влияние на свойства твердых сплавов оказывает размер карбидных частиц.

Классификация твердых сплавов в зависимости от размера карбидов приведена ниже:

Виды сплавов	Размер карбидных частиц, мкм
Особо мелкозернистые (ОМ)	1,3
Мелкозернистые (М)	1,6
Среднезернистые	2,0
Крупнозернистые (В)	3,4

Уменьшение размера карбидов приводит к увеличению твердости, но прочность при этом снижается. Так, твердость и прочность сплава ВК6-ОМ — 90,5 НРА и 1270 МПа, сплава ВК6 — 90 НРА и 1420 МПа, сплава ВК6-В — 87,5 НРА и 1660 МПа.

Для получения особо мелкозернистой структуры в состав сплавов вводится карбид тантала (TaC), препятствующий росту карбидов вольфрама (WC) при спекании (сплавы ВК6-ОМ и ВК10-ОМ содержат 2 % TaC). Однако из-за дороговизны вместо карбида тантала используют карбид хрома, оказывающий аналогичное влияние. В обозначение сплава в этом случае вводится буква X: ВК10-ХОМ, ВК15-ХОМ.

Сплавы группы ВК применяются главным образом для обработки материалов, при резании которых образуется стружка надлома (сыпучая): в первую очередь чугунов, а также цветных металлов, стеклопластиков и др. При обработке таких материалов возникают динамические нагрузки, что и предопределяет использование твердых сплавов с повышенной прочностью. Мелкозернистые сплавы применяют в основном для об-

работки труднообрабатываемых материалов (высокие температуры в зоне резания). Следует также отметить, что из-за малого размера карбидов инструмент из мелкозернистых сплавов получает при заточке более острую режущую кромку. Это сильно снижает шероховатость обработанной поверхности.

Титановольфрамкобальтовые сплавы обозначаются комбинацией букв и цифр. Цифра после буквы Т указывает на содержание в сплаве карбида титана, после К — кобальта. Например, состав сплава Т15К6: 15 % TiC, 6 % Co, 81 % WC. Используют сплавы Т30К4, Т15К6, Т14К8, Т5К10.

Твердость сплавов ТК больше, чем у ВК, потому что твердость TiC — 3220 НВ, а WC — 2080 НВ. Сплавы также имеют преимущество по теплостойкости — 1000 °С, но их прочность ниже при равном содержании кобальта. Увеличение содержания кобальта приводит к повышению прочности с одновременным снижением твердости и теплостойкости. Так, от сплава Т30К4 к сплаву Т5К10 твердость снижается от 92 до 87 HRA, а прочность возрастает с 980 до 1420 МПа.

Из сплавов группы ТК изготавливают инструмент для обработки материалов со сливной стружкой, т.е. сталей. При обработке стали, в отличие от чугуна со стружкой надлома, инструмент находится в постоянном контакте с обрабатываемым материалом, что определяет его больший нагрев. Поэтому от инструментального материала требуется повышенная теплостойкость. Кроме того, в условиях непрерывного контакта инструментального и обрабатываемого материала возникает нежелательный процесс наростообразования — возникновение адгезионных связей. «Схватывание» стали со сплавами ТК происходит при более высоких температурах. Это позволяет выполнять обработку с более высокими скоростями. Кроме того, сила адгезии в паре сталь — ТК значительно, примерно в 10 раз, ниже, чем в паре сталь — ВК. Поэтому под воздействием сил резания у инструмента из сплава ТК наиболее вероятно удаление только нароста, слабо связанного с материалом инструмента, тогда как у инструмента из сплава ВК может происходить скалывание режущей кромки.

Титанотанталовольфрамкобальтовые сплавы. Обозначение сплавов ТТК и аналогично ТК: цифра после второй буквы Т указывает на суммарное содержание карбидов TiC и TaC.

Используют сплавы ТТ7К12, ТТ8К6, ТТ10К8 ТТ20К9. При равной теплостойкости (1000 °С) сплавы ТТК превосходят сплавы ТК и по твердости, и по прочности. Так, сплав ТТ8К6 превосходит Т15К6 по твердости (90,5 и 90 HRA соответственно) и по прочности (1323 и 1176 МПа). Наиболее эффективны сплавы ТТК при циклических нагрузках, поэтому их используют в основном для тяжелых условий резания с большими силовыми и температурными нагрузками: при больших сечениях среза, прерывистом

резании, обработке труднообрабатываемых (например, жаропрочных) материалов.

Безвольфрамовые твердые сплавы (БВТС). Это сплавы на основе карбида (ТН) и карбонитрида титана (КТН) с никельмолибденовой, а не кобальтовой связкой. Состав сплава КНТ16: 74 % TiCN, 19,5 % Ni, 6,5 % Mo. Сплав ТН20 содержит 79 % TiC, 15 % Ni, 6 % Mo.

По теплостойкости БВТС уступают вольфрамовым сплавам (800 °С), как и по прочности и модулю упругости.

Теплоемкость и теплопроводность БВТС ниже, чем у традиционных сплавов. Это означает, что при одинаковом количестве теплоты, выделяемой при резании, режущая кромка инструмента из БВТС нагревается сильнее. Все это определяет более низкую стойкость такого инструмента при высоких скоростях резания. Из-за более низкой прочности БВТС заметно уступают традиционным сплавам при силовом резании с большими подачами и глубинами резания. Несмотря на более низкую стоимость, широкое применение БВТС для изготовления режущего инструмента проблематично. Наиболее целесообразно использование этих сплавов для изготовления измерительного (концевые меры, калибры) и волоочильного инструмента.

Режущая керамика. Слово «керамика» произошло от наименования района Афин — Керамии (от греч. *keramos* — обожженный материал), где гончары производили свою продукцию. Традиционная керамика — это фарфор, фаянс, черепица, кирпич.

В настоящее время керамика широко используется как *конструкционный материал* с особыми механическими, химическими, теплофизическими свойствами. Наиболее широко ее применяют в промышленности в качестве инструментального материала.

По составу режущую керамику подразделяют:

- на *оксидную* — 99 % Al_2O_3 с добавками оксидов магния и циркония (белая);
- *оксидно-карбидную* — 60...80 % Al_2O_3 с добавками оксидов и карбидов тугоплавких металлов (черная);
- *оксидно-нитридную* — Al_2O_3 и TiN (кортинит);
- на основе нитрида кремния — Si_3N_4 (Силинит-Р).

В отличие от твердых сплавов керамика не содержит металлосвязки, в ее состав входят только твердые компоненты: оксиды, карбиды, нитриды. Поэтому керамические материалы имеют весьма высокие теплостойкость (1200...1400 °С) и твердость (до 96 HRA), что позволяет выполнять резание со скоростями 400...600 м/мин. Отсутствие пластичной фазы в структуре керамики определяет высокую хрупкость и низкую прочность режущей керамики.

Оксидная керамика. Механические свойства керамических материалов, состоящих только из оксида алюминия Al_2O_3 , низкие. Предел прочности $\sigma_{изг}$ составляет 200...350 МПа.

Прочность керамики повышается:

- за счет уменьшения пористости, это достигается применением ГП;
- уменьшения величины зерна, для чего снижают температуру спекания при введении в состав керамики добавок MgO;
- легирования диоксидом циркония ZrO_2 (5...15 % мас.), это приводит к появлению в структуре зон, испытывающих напряжения сжатия;
- армирования монокристаллическими волокнами (усаами) карбида кремния SiC, сдерживающими распространение трещины. При содержании 30 % SiC достигается повышение прочности на 25...30 %, кроме того, повышается теплопроводность керамики.

Оксидно-карбидная и оксидно-нитридная керамики. Эти материалы обладают большей прочностью за счет мелкозернистого строения — величина зерна в них снижается примерно в 2 раза по сравнению с керамикой на основе Al_2O_3 . В их состав, помимо оксида алюминия, входят карбиды или нитриды тугоплавких элементов. Механические свойства оксидно-карбидной и оксидно-нитридной керамик могут быть дополнительно повышены так же, как и для белой, за счет измельчения зерна путем ГП и легирования диоксидом циркония (ZrO_2).

Основа *нитридной керамики* — нитрид кремния Si_3N_4 . Получение плотного материала из чистого нитрида кремния достигается только в присутствии активных добавок: оксидов магния MgO, иттрия Y_2O_3 , циркония ZrO_2 , а также комплексной добавки активатора — $Y_2O_3 + Al_2O_3$.

При использовании в качестве добавки совместно оксида и нитрида алюминия ($Al_2O_3 + AlN$), когда соотношение количества

Таблица 9.1

Состав и свойства режущей керамики

Виды керамики	Марка	Состав	Виды спекания	Твердость НРА	Прочность $\sigma_{изг}$, МПа
Оксидная	ЦМ-332	$Al_2O_3 + MgO$	ХПС	91	300...350
	ВО-13	То же	ХПС	92	400...450
	ВШ-75	То же	ГП	93	400...600
Оксидо-карбидная	ВЗ	$Al_2O_3 + TiC$	То же	93	650
	ВОК-60	$Al_2O_3 + TiC + ZrO_2 + HfO_2$	То же	93	650
Оксидо-нитридная	ОНТ-20 (Кортинит)	$Al_2O_3 + TiN$	То же	93	640
Нитридная	Силинит-Р	Сиалон + TiN	То же	95	500...700

атомов металла и неметалла равно $3/4$, образуется твердый раствор алюминия и кислорода в нитриде кремния — *сиалон* (SiAlON). Сиалон обладает большей устойчивостью против термического разложения по сравнению с нитридом кремния.

Введение частиц нитрида титана, т.е. второй фазы, в сиалоновую матрицу приводит к повышению и твердости, и прочностных характеристик.

Марки, состав и свойства керамик различных групп приведены в табл. 9.1.

9.2.3. Сверхтвердые материалы

Строение и свойства. Алмаз и кубический нитрид бора (КНБ) имеют кристаллическую решетку, содержащую 18 атомов: 8 атомов расположены в вершинах куба, 6 — в центрах граней и 4 — в центрах четырех из восьми кубов, образованных делением элементарной кубической ячейки тремя взаимно-перпендикулярными плоскостями, проходящими через центры граней (рис. 9.3).

В решетке алмаза все атомы — это атомы углерода (рис. 9.3, а). В решетке кубического нитрида бора атомы бора располагаются в углах куба и центрах его граней, а атомы азота — в центрах четырех из восьми кубов, образованных тремя взаимно-перпендикулярными плоскостями (рис. 9.3, б). При этом элементарной ячей-

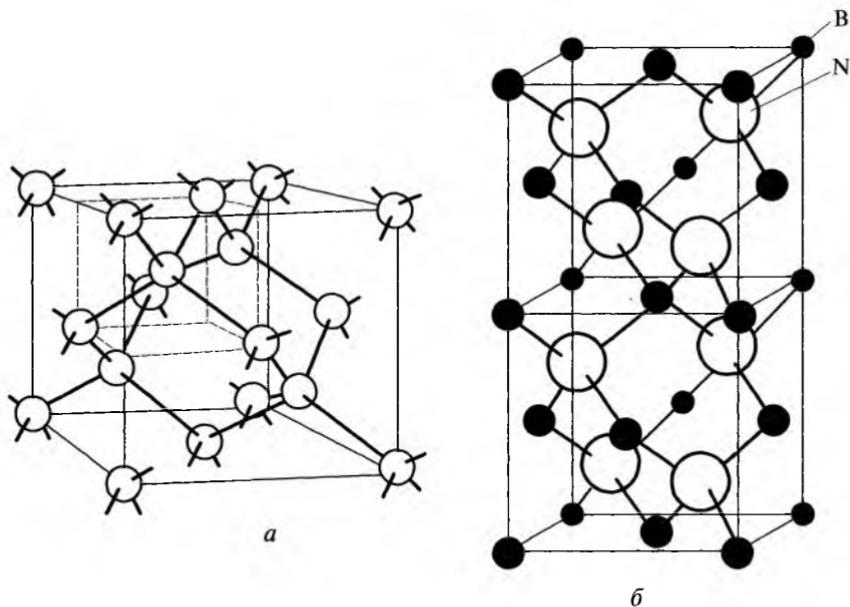


Рис. 9.3. Кристаллические решетки алмаза (а) и кубического нитрида бора (б)

ке принадлежат четыре атома азота (каждый из них принадлежит только одной ячейке) и четыре атома бора (каждый из восьми атомов бора, расположенный в углах куба, принадлежит восьми элементарным ячейкам, т. е. на одну ячейку приходится один атом ($8 \cdot 1/8 = 1$), а каждый из шести атомов в центрах граней принадлежит двум ячейкам ($6 \cdot 1/2 = 3$), т. е. на ячейку приходится три атома). Такая кубическая решетка характерна также для сфалерита (минерал, одна из модификаций цинковой обманки ZnS), поэтому КНБ часто обозначают $BN_{сф}$.

Атомы в решетке связаны чрезвычайно прочными ковалентными связями, что определяет свойства алмаза и КНБ. Для них прежде всего характерны очень высокие значения твердости и температуры плавления.

Алмаз — самый твердый из всех известных в природе минералов при микротвердости 100 ГПа ($10\,000 \text{ кгс/мм}^2$), модуль упругости E алмаза также выше, чем у всех известных твердых веществ — 900 ГПа. По этим свойствам кубический нитрид бора уступает только алмазу, его микротвердость составляет 93 ГПа ($9\,250 \text{ кгс/мм}^2$), $E = 720 \text{ ГПа}$. Высокая твердость определяет значительную хрупкость. Прочностные характеристики нитрида бора ниже, чем у алмаза.

Преимущества алмаза перед КНБ: более высокая теплопроводность, а также меньший коэффициент термического расширения, но и алмаз, и КНБ превосходят по этим параметрам все прочие инструментальные материалы.

Химическая устойчивость алмаза и КНБ весьма высока. Они не растворяются в концентрированных и разбавленных кислотах. Наблюдается растворимость алмаза в расплавах щелочей, натриевой и калиевой селитрах и соде, вернее, алмаз окисляется и сгорает. Нитрид бора разлагается в расплавах щелочей и солей щелочных металлов при нагреве свыше 400°C . Применимость алмаза на воздухе ограничена температурами $800 \dots 1\,000^\circ\text{C}$, при нагреве до этих температур он сгорает с выделением углекислого газа, однако без доступа кислорода алмаз стоек до $2\,000^\circ\text{C}$ — температуры полиморфного превращения алмаза в графит. Заметное окисление нитрида бора начинается при более высокой температуре — после часовой выдержки при $1\,200^\circ\text{C}$.

При высокой температуре наблюдается активное диффузионное взаимодействие алмаза со сплавами на основе железа. При температурах ниже ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения (в феррите) растворимость углерода мала — не более $0,02\%$, — но при более высокой температуре (в аустените) она резко возрастает (см. рис. 4.2).

Физико-механические свойства алмаза и кубического нитрида бора приведены в табл. 9.2.

Алмаз — природное вещество, а КНБ как вещество в природе не обнаружен. К ювелирным алмазам относятся кристаллы высо-

Физико-механические свойства сверхтвердых материалов

Материал	Твердость HV	Материал	Твердость HV
Алмаз	10000	Карбид кремния	3 500
КНБ	9 250	Монокорунд	2 300
Карбид бора	4 200	Электрокорунд	2 000

кого качества, совершенной формы, прозрачные или равномерно окрашенные, без трещин и включений. Их доля в добыче составляет около 20 %.

Масса алмаза и КНБ измеряется в *каратах* (0,2 г). Алмаз массой в 1 кар имеет средний диаметр около 5 мм. Крупность алмазов обычно невелика. Размеры зерен чаще всего колеблются от долей миллиметра до 5... 10 мм в поперечнике. В некоторых месторождениях размер зерна алмаза составляет сотые доли миллиметра. Однако известны крупные алмазы величиной с грецкий орех, куриное яйцо и даже кулак.

Основная доля добываемых алмазов (80 %) — *технические*. В технике реализуются уникальные свойства алмаза, в частности его высочайшие твердость и износостойкость.

Развитие технологии высоких давлений позволило в середине 1950-х гг. получить *искусственные алмазы* в целом ряде стран. Несколько позже, в 1960-е гг., был синтезирован КНБ. В настоящее время синтез алмаза и КНБ освоен во многих странах, в том числе в России. Синтез выполняется в специальных камерах в условиях очень высоких давлений (свыше 5000 МПа) и температур (2500 °С и выше).

Сверхтвердые материалы (СТМ) на основе алмаза и КНБ. Для изготовления лезвийного инструмента в основном применяют искусственные СТМ и реже природные алмазы как в виде кристаллов, так и после спекания порошков.

Сверхтвердые материалы на основе КНБ получили название *композиты*. Композит 01 (эльбор), композит 02 (белбор) и композит 09 (ПТНБ) — это поликристаллы. Композиты 05 и 10 (гексанит-Р) получают *спеканием частиц* КНБ. За рубежом СТМ на основе нитрида бора производят только по этой технологии. Группа материалов, получаемых спеканием порошков СТМ, является самой многочисленной, так как возможны различные технологические варианты (связка, технология спекания и т. д.), обеспечивающие различные свойства, кроме того, удается получить заготовки больших размеров.

Из алмазных поликристаллов изготавливают СТМ марок АСПК (карбонадо) и АСБ (баллас), названные так из-за иден-

тичности их структуры соответствующим природным алмазам с такими названиями. Из материалов, полученных спеканием зерен алмаза, производят СТМ марок СВБН и СКМ (карбонит).

Заготовки СТМ запрессовывают в металлические вставки, которые затем крепятся к корпусу инструмента, либо зачеканивают и запаивают в пазы корпуса.

9.2.4. Повышение стойкости лезвийного инструмента за счет нанесения износостойких покрытий

Инструмент с покрытием обладает высокой износостойкостью за счет повышения твердости поверхностных слоев. Наиболее эффективны покрытия для инструмента, основной износ которого развивается по одним граням, а переточка по другим, например затылованный инструмент (червячные фрезы, метчики и др.). В этом случае повышенная износостойкость инструмента сохраняется после переточек. Износостойкие покрытия наносятся на инструменты из быстрорежущих сталей и твердых сплавов.

Применяются следующие виды упрочнения поверхности инструмента:

- *химико-термическая обработка* (азотирование, нитроцементация и т. п.);
- *электролитические покрытия* (хромирование);
- *адгезионные покрытия* (ионно-плазменное напыление, осаждение из газовой фазы).

Химико-термическая обработка (ХТО) выполняется для инструмента из *быстрорежущих сталей*. Диффузия обеспечивает весьма сильную связь покрытия и материала инструмента. В промышленности используют газовые и жидкостные технологии насыщения поверхностных слоев азотом или азотом и углеродом.

Азотирование и нитроцементация — *газовые* процессы. Их продолжительность 1...2 ч в отличие от длительных процессов для конструкционных деталей. На поверхности образуется тонкий слой из нитридов и карбонитридов на основе вольфрама (молибдена) и хрома. Глубина упрочненного слоя 0,01...0,025 мм, его твердость 1300...1400 НV (твердость быстрорежущей стали около 850 НV). Существенным недостатком газовых процессов является невозможность или сложность местного упрочнения, которое необходимо только для режущей части инструмента, для хвостовиков оно вредно. Из-за снижения коэффициента трения инструмент может проворачиваться в зажимной оснастке. Газовые процессы не могут быть использованы для сварного инструмента, потому что при температуре 540...550 °С про-

исходит потеря твердости хвостовиков, изготовленных из конструкционных сталей (стали 45, 40X, 40XФА).

Цианирование и карбонитрация — *жидкостные* процессы насыщения поверхностных слоев инструмента азотом и углеродом. Температура процессов 540... 550 °С, продолжительность от 5 до 25 мин в зависимости от необходимой глубины слоя. При минимальной продолжительности процесса глубина упрочненного слоя составляет 0,007... 0,010 мм (для мелкогабаритного инструмента), при максимальной — 0,015... 0,030 мм. Твердость слоя 1000... 1100 НВ. Химико-термическая обработка повышает стойкость инструмента в 1,3—1,5 раза.

Жидкостные процессы позволяют производить местное упрочнение, они весьма оперативны. Их серьезный недостаток — токсичность, поэтому необходимо обеспечение жестких мер безопасности рабочих и серьезной экологической защиты.

Электролитические (гальванические) покрытия. Для инструмента используют покрытие *блестящим хромом*, имеющим повышенную твердость (900... 1000 НВ) и пониженный коэффициент трения.

Это покрытие в отличие от диффузионных слабо связано со сталью инструмента, имеет пониженную теплостойкость — при нагреве до 400 °С происходит заметное снижение твердости. Наиболее рационально применение хромированного инструмента при обработке мягких и вязких материалов, которые при резании налипают на инструмент: алюминиевых сплавов, баббитов. Налипание уменьшается вследствие снижения коэффициента трения — примерно в 2 раза по сравнению со сталью без покрытия (0,08 и 0,19 — коэффициенты трения в паре с баббитом).

Адгезионные покрытия получают методами физического (ФОП) или химического (ХОП) осаждения. На инструмент наносятся тонкие (несколько микрон) однослойные или многослойные покрытия *нитридов, карбидов, оксидов*, которые обладают весьма высокой твердостью (твердость карбида титана 3200 НВ, нитрида титана — 2500 НВ). Покрытия повышают стойкость инструмента в среднем в 2—4 раза, отмечены случаи повышения стойкости в 8—10 раз.

Физическое осаждение покрытий может выполняться при относительно низких температурах — около 500 °С, т. е. ниже температуры отпуска быстрорежущих сталей. Эта технология применяется для упрочнения инструмента из быстрорежущих сталей и твердых сплавов.

Промышленностью широко освоен *метод конденсации с ионной бомбардировкой* (КИБ). Его используют, в частности, для нанесения на инструмент покрытий нитрида титана (TiN). Инструмент с таким покрытием приобретает золотистый цвет.

Эффективно *комбинированное упрочнение* — нанесение покрытия нитрида титана на инструмент, предварительно подвергнутый азотированию. Такая технология обеспечивает более плавное изменение твердости от поверхности к основному металлу — быстрорежущей стали: твердость нитрида титана 2500...3000 HV, твердость азотированного слоя (подслоя) 1300...1400 HV, а твердость упрочненной быстрорежущей стали 840...850 HV. Это улучшает свойства инструмента, так как резкий перепад твердости, получающийся при нанесении пленки нитрида титана без азотирования, является концентратором напряжений.

Химическое осаждение покрытий может быть использовано только для упрочнения твердосплавного инструмента. Оно проводится в газовой среде при высоких температурах — около 1000 °С, что недопустимо для инструмента из быстрорежущих сталей. Наибольшее распространение получили покрытия из *карбида и нитрида титана, карбонитрида титана и оксида алюминия*. Покрытия наносятся на многогранные пластинки из твердых сплавов с высоким содержанием кобальта, обладающие большей прочностью. В результате ХОП образуется сильная адгезионная связь покрытия и твердого сплава.

9.2.5. Абразивные материалы

Общие сведения. *Абразивный инструмент* используют в машиностроении как для окончательной финишной обработки, так и для грубой — обдирочной. В последнем случае достигается высокая производительность обработки.

В качестве абразивных материалов (абразивов) используют природные и искусственные вещества, обладающие высокой твердостью, т.е. карбиды, оксиды, нитриды, алмаз.

Абразивы предназначены для шлифования и полирования самых разнообразных материалов. Для выполнения этих операций используют:

- *абразивный порошок* в свободном состоянии;
- *абразивный инструмент* (круги, сегменты, бруски, шкурка), в котором абразивные зерна соединены органической, керамической или металлической связкой;
- *пасты*, в состав которых кроме абразивного порошка входят вязкие смазывающие вещества.

Абразивные порошки в зависимости от крупности (размера зерна основной фракции) подразделяют на *шлифзерно* (160...2000 мкм), *шлифпорошки* (40...125 мкм), *микropорошки* (3...63 мкм).

Наибольшее распространение в металлообработке получили электрокорунд (оксид алюминия Al_2O_3), карбид кремния (SiC), СТМ (КНБ и алмаз).

Относительная абразивная способность сверхтвердых материалов

Материал	Абразивная способность	Материал	Абразивная способность
Алмаз	1,0	Карбид кремния	0,25... 0,45
КНБ	0,58... 0,60	Монокорунд	0,15... 0,25
Карбид бора	0,50... 0,60	Электрокорунд	0,14... 0,16

Абразивная способность абразивов, которая оценивается массой сошлифованного эталонного материала (стекла) при одинаковом расходе абразива, примерно пропорциональна твердости (табл. 9.3). По абразивной способности алмаз значительно превосходит прочие абразивные материалы.

Электрокорунд. Выпускаются следующие разновидности электрокорунда: нормальный, белый, легированный, монокорунд и сферокорунд.

Нормальный электрокорунд содержит 92...96 % Al_2O_3 , его твердость 1900...2000 НВ. Содержание оксида алюминия Al_2O_3 в белом электрокорунде, монокорунде (в виде монокристаллов) и сферокорунде (в виде полых сфер) выше 97...99 %, остальное — смеси.

Твердость белого электрокорунда и сферокорунда — 2000...2100 НВ. *Легированные корунды* (хромистый, титанистый, циркониевый) помимо оксида алюминия содержат оксиды других металлов. Эти виды корунда имеют более однородную структуру и более высокие механические свойства, их твердость 2000...2400 НВ.

Нормальный электрокорунд применяют для изготовления кругов на органической связке и паст, используемых для обработки углеродистых незакаленных сталей, чугунов, цветных металлов.

Белый электрокорунд используется для обработки углеродистых, легированных, быстрорежущих сталей. Из него изготавливают шлифзерно, шлифпорошки и микропорошки для производства абразивного инструмента (кругов, шкурки) и паст.

Монокорунд используют для обработки труднообрабатываемых сталей и сплавов. В процессе обработки монокристаллы скалываются, что обеспечивает высокие режущие свойства кругов и малые силы резания. Из него изготавливают круги на керамической связке и шлифовальную шкурку.

Круги из *легированных корундов* рекомендуется применять для обработки закаленных сталей с высокой твердостью, при этом обеспечивается повышение производительности в 1,5—2 раза по сравнению с белым электрокорундом.

Инструмент из *сфорокорунда* на различных связках применяют для обработки мягких и вязких материалов: кожи, резины, пластмассы, цветных металлов. В процессе шлифования сферы разрушаются, обнажая острые режущие кромки. Это обеспечивает малое тепловыделение при высокой производительности.

Карбид кремния. Химически чистый карбид кремния SiC бесцветен и прозрачен, технический в зависимости от содержания и состава примесей имеет цвет от светло-зеленого до черного. Промышленность выпускает два вида карбида кремния: *черный* (КЧ) и *зеленый* (КЗ). Последний содержит меньшее количество примесей, обладает несколько большей твердостью и хрупкостью, его используют для обработки инструмента из твердых сплавов, керамики, правки шлифовальных кругов; КЧ применяют для обработки чугуна, цветных металлов и неметаллических материалов.

Сверхтвердые материалы. Применение СТМ на основе алмаза и КНБ для изготовления абразивного инструмента обусловлено высокой абразивной способностью (см. табл. 9.3). Их использование позволяет повысить производительность обработки и улучшить качество обрабатываемых деталей, при этом удельный расход инструмента по сравнению с другими абразивными материалами значительно ниже. Из сверхтвердых материалов выпускают круги на различных связках, пасты, микропорошки.

Алмазный инструмент изготавливают в основном из искусственных алмазов, но могут быть использованы и природные алмазы наиболее дешевых сортов.

Абразивные круги на основе алмаза и КНБ широко используют для заточки и доводки режущего инструмента из быстрорежущих сталей и твердого сплава. При этом шероховатость затачиваемой поверхности меньше, чем при использовании других абразивных материалов, а стойкость абразивных кругов выше.

Использование абразивного инструмента на основе СТМ определяется, как уже указывалось, различием химических свойств: нейтральностью КНБ к сплавам на основе железа и, напротив, значительной растворимостью в этих материалах углерода. Сверхтвердые материалы на основе КНБ используют для обработки деталей из черных металлов. Для обработки твердых сплавов цветных металлов применяют алмазный инструмент, обладающий более высокой твердостью.

Связки шлифовальных кругов. Для изготовления шлифовальных кругов применяются *органические, керамические и металлические связки*. Органическую и керамическую связки используют как для абразивных кругов, так и кругов на основе СТМ; металлическую — только для кругов на основе СТМ. В исходном состоянии связка представляет собой порошок. Это позволяет при смешивании с абразивом обеспечить равномерное распределение ком-

понентов по объему инструмента, а получение компактных заготовок достигается термической обработкой.

Органические связки. Основой бакелитовой связки является бакелит — терморезистивная фенолформальдегидная смола, в качестве отвердителя используется *уротропин*, наполнителя — *алебастр*. После приготовления и формования смеси производится термическая обработка. Нагрев до 50...100 °С вызывает размягчение смолы и связывание абразива, при повышении температуры до 180...200 °С происходит отверждение (бакелизация), придающая изделию окончательные свойства.

В процессе работы круга выкрашиваются частицы наполнителя, образующиеся при этом поры облегчают удаление продуктов шлифования из зоны резания. Это повышает работоспособность кругов. Круги на бакелитовой основе обладают хорошими самозатачиваемостью, прочностью и упругостью. Они применяются как при черновом, так и чистовом шлифовании. Армированные круги на бакелитовой основе позволяют выполнять шлифование с высокими скоростями — до 60 м/с.

Основой вулканитовой связки является *синтетический каучук*, в ее состав входят также *наполнители* (сажа, окись цинка) для повышения прочности и *мягчители* (стеарин) для облегчения смешивания каучука с порошковыми компонентами. Окончательные свойства достигаются в процессе *вулканизации* (см. подразд. 12.1.3). В зависимости от количества серы получают различные свойства связки. При ее содержании до 15 % связка имеет высокую пластичность, но низкую твердость. При содержании серы 20...60 % получается твердый и прочный материал — *эбонит*. Таким образом, круги на вулканитовой основе могут быть гибкими или твердыми.

Твердая вулканитовая связка обладает большей прочностью, чем бакелитовая, поэтому она применяется для изготовления тонких кругов.

Керамическая связка обладает более высокими прочностью, жесткостью и химической стойкостью по сравнению с органическими. В ее состав входят *огнеупорная глина*, *тальк*, *полевой шпат*, *стекло*. Инструмент на керамических связках получают в результате *сплавания* (плавящиеся связки, например марка К5 — 30 % глины и по 35 % полевого шпата и борного стекла) или *спекания* (спекающиеся связки, марка К — 30 % глины и 70 % полевого шпата) абразива с твердыми компонентами. Плавящиеся связки применяются при изготовлении инструмента из электрокорунда. Карбид кремния при взаимодействии с жидкой фазой разлагается, поэтому плавящиеся связки применять нельзя.

Инструменты на керамической связке хорошо сохраняют профиль и отводят тепло, но плохо работают при ударных нагрузках из-за повышенной хрупкости, свойственной керамике.

Металлические связки используют только для изготовления кругов на основе СТМ. *Спекание* связки алмазных кругов должно осуществляться при температурах, не вызывающих сгорания или графитизации алмаза. Наиболее широко используют связки, состоящие из *оловянистых бронз* и дисперсных порошков *окислов* и *силикатов*. Более высокая теплостойкость КНБ позволяет применять связки на основе железа, кобальта, твердых сплавов. Зерно абразива удерживается в металлических связках прочнее, чем в керамических и тем более в органических, что определяет большую износостойкость слоя из СТМ.

Принципиальным конструктивным отличием абразивных кругов на основе СТМ является наличие корпуса (исключение — круги небольших габаритов), к которому присоединяется после спекания слой СТМ. Материал корпуса должен иметь высокую теплопроводность, поэтому наиболее распространены металлические корпуса. Корпуса инструмента на органической связке изготавливаются из алюминиевого сплава АК6, а инструмента на металлической связке — из стали. Соединение режущего слоя и корпуса осуществляется склеиванием, напрессовкой, пайкой и др.

Абразивные пасты. Помимо абразивов пасты содержат *связывающие вещества*, обладающие смазывающими свойствами. Они удерживают абразивные зерна на поверхности притира и создают *смазывающую пленку*, препятствующую непосредственному контакту поверхности притира и детали. К связывающим веществам относятся жиры (животные и растительные), парафин, воск. В состав связывающего вещества вводят кислоты (олеиновая, стеариновая), являющиеся поверхностно-активными веществами, чтобы обеспечить более высокую производительность обработки.

Пасты подразделяют на доводочные и полировочные. *Доводочные пасты* предназначены для доводки режущих инструментов, притирки конусов и т.д.; они содержат порошки более твердых абразивов: оксида алюминия Al_2O_3 , карбида кремния SiC , СТМ. Применение паст на основе СТМ повышает производительность в 2—3 раза, а шероховатость обрабатываемой поверхности снижает на 2—3 класса. По крупности порошков пасты делятся на грубые с размером зерна абразива 20... 100 мкм, средние — 5... 14 мкм и тонкие — 1... 3 мкм. *Полировочные* пасты содержат мелкодисперсный порошок (1 мкм) менее твердых материалов: оксидов железа, хрома.

9.2.6. Обрабатываемость резанием конструкционных материалов. Выбор инструментальных материалов

Общие сведения. *Обработка резанием* — основной способ изготовления большинства деталей машин и приборов. Она выполняется как *лезвийным*, так и *абразивным* инструментом. *Типичный технологический маршрут* изготовления детали следующий:

- получение заготовки (отрезка проката, получение поковки и т. п.);
- механическая обработка;
- термическая обработка;
- финишная обработка абразивным инструментом для получения окончательных размеров и необходимого качества поверхности.

Наиболее распространенным конструкционным материалом являются стали. Так, примерная доля обработки резанием при изготовлении деталей из следующих материалов:

- углеродистых и низколегированных сталей — 70 %;
- высоколегированных сталей — 8 %;
- чугунов — 14 %;
- цветных металлов — 4 %;
- прочих материалов — 4 %.

Обрабатываемость конструкционных материалов лезвийным инструментом. *Обрабатываемость сталей* по критериям v_{60} и K_p (см. подразд. 3.5) во многом определяется их *твердостью* и *прочностью*. Чем выше эти свойства, тем ниже производительность обработки. Однако при очень низкой твердости обрабатываемость также понижается, потому что сталь имеет высокую пластичность. При обработке она *налипает* на режущий инструмент, образуется *нараст*, что приводит к потере стойкости инструмента и снижению качества обработанной поверхности.

Обрабатываемость резанием зависит от *состава стали*. Увеличение содержания углерода приводит к снижению обрабатываемости аналогично влиянию легирования, так как легирующие элементы повышают твердость феррита. Это повышение наиболее заметно при легировании марганцем, кремнием, никелем, слабее при легировании молибденом, вольфрамом, хромом (табл. 9.4).

Шероховатость обработанной поверхности зависит главным образом от твердости — более высокая твердость обеспечивает меньшую шероховатость, т.е. лучшее качество поверхности.

Таблица 9.4

Влияние легирования на обрабатываемость резанием сталей

Тип сталей	Твердость НВ	Критерий производительности K_p	
		Быстрорежущая сталь	Твердый сплав
Углеродистые	137... 241	0,8... 2,0	0,9... 1,7
Хромистые (до 1,5 % Cr)	137... 265	0,7... 1,6	0,9... 1,4
Марганцовистые (до 2 % Mn)	137... 269	0,5... 1,3	0,75... 1,25

Обрабатываемость чугунов. Чугуны с графитом обрабатываются значительно лучше, чем стали. Наличие графита в структуре чугунов создает хорошие условия для *дробления стружки*. При обработке серых чугунов образуется стружка надлома (сыпучая), высокопрочных — сливная стружка, но в отличие от сталей она обладает высокой хрупкостью. Кроме того, механические свойства чугунов ниже, чем у сталей, и они обладают меньшим схватыванием с инструментальным материалом.

Обрабатываемость и сталей, и чугунов определяется одинаковыми факторами. Увеличение в структуре чугунов количества цементита и повышение твердости так же, как и для сталей, приводит к снижению производительности обработки. Так, при повышении твердости чугуна со 150 до 220 НВ необходимо снизить скорость резания примерно в 2 раза.

Обрабатываемость чугунов заметно снижается при обработке политейной корке, так как в ней имеются остатки формовочной смеси, оксиды. Особую сложность вызывает обработка белых (отбеленных) чугунов из-за их высокой твердости (45...55 HRC) — это труднообрабатываемые материалы.

Материалы повышенной обрабатываемости. При их обработке обеспечивается высокая производительность, стойкость инструмента, малая шероховатость обрабатываемой поверхности и легкость отвода стружки.

Автоматные стали (см. подразд. 6.5) А12, А40Г, АЦ40Х и др. по критерию производительности v_{60} в 2—5 раз превосходят стали того же состава, но обычного производства.

Цветные сплавы. Высокой обрабатываемостью обладают сплавы на медной основе: латуни и бронзы. Скорости резания при их обработке в 2—3 раза выше, чем при обработке сталей, кроме того, обеспечивается высокое качество обрабатываемой поверхности. Особо следует отметить автоматную латунь, в состав которой входит свинец (ЛС59-1), играющий, как и в сталях, роль внутренней смазки.

Сплавы на *алюминиевой* основе имеют невысокие механические свойства, их обработка проводится с высокими скоростями. Сложность при обработке этих сплавов — налипание обрабатываемого материала на режущий инструмент. Это можно предотвратить, используя инструмент с покрытиями.

Повышенная обрабатываемость характерна и для *серых чугунов*, в структуре которых отсутствует цементит или его количество мало.

Труднообрабатываемые материалы. К ним относятся:

- *коррозионно-стойкие и жаропрочные стали и сплавы* (например, сталь Х18Н10Т);
- *титановые сплавы*;
- *высокопрочные стали и сплавы*;
- *материалы с высокой твердостью* (свыше 35...40 HRC);

Характеристики инструментальных материалов

Инструментальный материал	Теплостойкость, °С	Скорость резания v , м/мин
Углеродистые и легированные стали	200... 250	10... 15
Быстрорежущие стали	600... 650	40... 50
Твердые сплавы	900... 1000	До 250
Режущая керамика и СТМ	1 100... 1 200	400... 700

Примечание. Скорости резания относятся к черным металлам.

• *тугоплавкие металлы (вольфрам, молибден, ниобий) и сплавы на их основе.*

При их обработке в зоне резания возникает высокая температура, что ускоряет износ инструмента; приложение больших усилий резания может вызвать поломку инструмента. Также возможен диффузионный износ, при котором углерод инструментального материала диффундирует в обрабатываемый, тогда твердость инструмента падает, а обрабатываемого материала растет.

Выбор инструментального материала. Он определяется рядом факторов: свойствами инструментального и обрабатываемого материала, условиями обработки (например, необходимой производительностью), конструкцией режущего инструмента и др.

Инструментальные и быстрорежущие стали. Эти стали по сравнению с остальными инструментальными материалами обладают значительно более *низкой теплостойкостью* (табл. 9.5).

Это ограничивает производительность обработки при их использовании. Допустимые скорости резания для углеродистых и легированных сталей составляют 10... 15 м/мин, а для быстрорежущих не превосходят 40... 50 м/мин. Несмотря на это, быстрорежущие стали являются наиболее используемым инструментальным материалом. Такое широкое применение определяется важнейшим технологическим отличием этих сталей от других инструментальных материалов, а именно *возможностью изменения их свойств за счет термической обработки.*

После разупрочняющей обработки (отжига) твердость сталей невелика, их можно обрабатывать резанием с помощью лезвийного инструмента и получать, таким образом, инструмент сложной формы — фасонный (червячные фрезы, протяжки и т. п.). Именно это определяет применение инструментальных сталей — *для инструмента сложной формы.*

Углеродистые и легированные инструментальные стали имеют ограниченное использование, широкое применение в промышленности нашли инструменты из быстрорежущих сталей. В зави-

симости от обрабатываемых материалов следует рационально использовать следующие быстрорежущие стали:

- стали нормальной производительности (P6M5) — для обработки материалов повышенной обрабатываемости, например автоматных сталей и латуни ($K_v > 1$). Для повышения стойкости могут быть использованы покрытия;

- стали нормальной производительности (P6M5) или P6M5 с износостойкими покрытиями из нитрида титана TiN — для обработки материалов с твердостью до 260 НВ — сталей в отожженном состоянии, чугунов ($K_v = 0,7 \dots 1,0$);

- стали повышенной производительности (10P6M5, P12Ф3) или P6M5 с покрытием из нитрида титана TiN — для обработки материалов с более высокой твердостью — свыше 260...280 НВ ($K_v = 0,3 \dots 0,7$), например улучшенных углеродистых и низколегированных сталей, содержащих около 0,4 % углерода, высоколегированных сталей;

- кобальтовые стали или инструмент с покрытием из нитрида титана TiN — для труднообрабатываемых материалов ($K_v = 0,05 \dots 0,3$).

Следует иметь в виду, что в тех случаях, когда возможно использование инструментальных материалов, обеспечивающих более высокую производительность обработки и стойкость инструмента, применять следует именно их, а не стали.

В отличие от сталей твердые сплавы, режущая керамика и СТМ не поддаются обработке лезвийным инструментом, поэтому из них невозможно или очень дорого изготовление изделий сложной формы. Основная область их применения — инструмент относительно простой формы с прямолинейной режущей кромкой (режущие вставки в резцы, фрезы).

Применение твердых сплавов. Более высокие механические свойства *твердого сплава* по сравнению с керамикой и СТМ делают его наиболее универсальным инструментальным материалом. Твердосплавный инструмент применяют для обработки материалов с обычной обрабатываемостью и труднообрабатываемых; при черновых, получистовых и чистовых режимах. В металлообрабатывающей промышленности на долю твердосплавного инструмента приходится основной объем снимаемой стружки.

Применяемость твердых сплавов регламентирована. В зависимости от обрабатываемого материала твердые сплавы по классификация ISO (Международная организация стандартов) делятся на три группы:

- сплавы группы P предназначены для обработки материалов со сливной стружкой (стали, высокопрочные чугуны);

- сплавы группы K — для материалов со стружкой надлома (в основном чугуны);

- сплавы группы M — в основном для труднообрабатываемых материалов (стружка сливная и надлома).

Соответствие отечественных твердых сплавов классификации ISO приведено ниже:

Группа по ISO	Отечественные сплавы	Группа по ISO	Отечественные сплавы
P01	T30K4, TH20	K20	ТТ8К6
P10	T15K6, KHT16	K30	BK8, BK4
P25	ТТ20K9	K40	BK8, BK15
P30	T5K10, TT10K8	M05	BK6-OM
P40	T5K12, TT7K12	M10	BK6-M, ТТ8К6
P50	ТТ7К12	M20	ТТ10К8
K01	BK3, BK3-M	M30	BK10-OM, BK8
K10	BK6-M, BK6-OM	M40	ТТ7К12, BK10-OM

В пределах группы сплавы подразделяются по механическим свойствам. Им присваивается двузначный индекс — от 01 до 50 (например, P01, M10, K40). Чем меньше индекс, тем выше твердость и износостойкость сплава, но ниже прочность, т. е. сплавы с индексом 01 обладают максимальной твердостью в пределах группы, а сплавы с индексом 50 — наибольшей прочностью.

Таким образом, инструментом из сплавов с малым индексом осуществляется обработка с высокими скоростями резания, но пониженными подачами и глубинами резания. Обобщенно, без детализации для конкретных операций, можно указать примерное назначение сплавов: с индексом 01—10 — чистовая обработка; 05—20 — получистовая обработка; 30—40 — черновая обработка; 40—50 — резание в особо тяжелых условиях (по литейной корке, с ударами и вибрациями и т. п.).

Режущая керамика. Как твердые сплавы, керамика может быть использована при обработке самых разнообразных материалов, в частности сталей и чугунов с высокой и низкой твердостью. Таким образом, наблюдается совпадение отдельных областей их применения.

Преимущество керамики в *теплостойкости* позволяет значительно повысить скорость резания по сравнению с твердыми сплавами. Так, максимальные рекомендуемые скорости резания при точении сталей и чугунов твердосплавным инструментом составляют 230...250 м/мин, а при использовании режущей керамики они могут быть повышены до 500...700 м/мин.

Однако керамика не может быть использована при резании со значительными силовыми нагрузками из-за *низких прочностных свойств*. Максимально допустимая глубина резания для твердосплавного инструмента составляет 8 и 12 мм, тогда как для керамики не превышает 2,5 и 4 мм при обработке сталей и чугунов соответственно. Керамика, в отличие от твердых сплавов, не может быть использована для резания в особо тяжелых условиях,

Рекомендации по применению режущей керамики

Обрабатываемый материал	Твердость	Керамика для обработки	
		получистовой	чистой
Чугун:			
серый	143...289 НВ	ВО-13, ВШ, ЦМ-332	ВО-13, ВШ, ЦМ-332
ковкий	163...269 НВ	ВШ, В-3, ВО-13, силинит	ВШ, В-3, ВО-13, силинит
отбеленный	400...650 НВ	ВОК-60, кортинит, В-3	ВОК-60, кортинит, В-3
Сталь:			
углеродистая отожженная	160...229 НВ	ВО-13, ВШ, ЦМ-332	ВО-13, ВШ, ЦМ-332
легированная отожженная	179...229 НВ	ВО-13, ВШ, ЦМ-332	ВО-13, ВШ, ЦМ-332
улучшенная	229...380 НВ	ВО-13, ВШ, ВОК-60, В-3	ВО-13, ВШ, ВОК-60, силинит-Р
после цементации и закалки	36...48 HRC	ВОК-60, В-3, кортинит	ВОК-60, В-3, кортинит
	48...57 HRC	ВОК-60, В-3, кортинит	ВОК-60, кортинит
	57...64 HRC	ВОК-60, В-3, В-71, кортинит	ВОК-60, В-3, В-71, кортинит
Медные сплавы	60...120 НВ	В-3, кортинит	В-3, кортинит
Сплавы на основе никеля		ВОК-60, В-3, В-71, кортинит	ВОК-60, В-3, В-71, кортинит

например при работе по литейной корке. Таким образом, основная область применения керамики — чистовая и получистовая обработка (табл. 9.6).

Применение сверхтвердых материалов. Основными отличиями СТВ от прочих инструментальных материалов являются:

- самая высокая твердость — в 5—10 раз больше, чем у прочих инструментальных материалов;
- самый высокий модуль упругости;
- самый низкий коэффициент линейного расширения;
- наибольшая теплопроводность;
- минимальные прочностные характеристики.

Эти особенности определяют основные области применения СТМ. *Высокая твердость* дает возможность выполнения лезвийной обработки очень твердых материалов: твердых сплавов, закаленных быстрорежущих сталей и т.п.

Использование СТМ позволяет исключить операции шлифования, заменив их более производительной лезвийной обработкой (точение, растачивание, фрезерование). *Высокий модуль упругости* обеспечивает малые отжатия инструмента в процессе резания и, как следствие, высокую точность обработки (до 1 класса) и малую шероховатость поверхности.

Низкие прочностные характеристики СТМ не позволяют проводить обработку с большими подачами и глубинами резания. Так, для СТМ на основе КНБ глубина резания ограничивается 3 мм при резании серого чугуна твердостью 150 НВ и 0,8 мм при обработке закаленной стали твердостью свыше 60 HRC. Большей прочностью обладают композиты с большим индексом (аналогично классификации твердых сплавов по ISO). Для тонкого точения применяют композиты марок 01, 02, для чистовой — 01, 02, 05, для получистовой — 05, 10.

При использовании СТМ на основе алмаза глубины резания составляют до 2,5 мм при обработке пластмасс и до 0,5 мм при обработке твердых материалов. Большей прочностью обладают природные, а не синтетические алмазы.

Применение инструмента из СТМ открывает новые технологические возможности. Так, например, появляется возможность обработки весьма нетехнологичных тонкостенных деталей (например, точение деталей с толщиной стенки 0,2 мм).

Сверхтвердые материалы на основе алмаза и КНБ не взаимозаменяемы, они имеют свои собственные области рационального применения. Материалы на основе алмаза применяют для обработки цветных металлов и сплавов (в частности, твердых сплавов). Их нерационально использовать для обработки сталей и чугунов вследствие диффузии алмаза в сплавы на основе железа при высоких температурах. Инертность к этим материалам КНБ определяет применение этого инструмента для обработки стали и чугуна.

Следует отметить некоторое совпадение областей применения композитов (СТМ на основе КНБ) и режущей керамики — это использование лезвийной обработки вместо шлифования стальных и чугунных деталей.

При обработке закаленных сталей с высокой твердостью (свыше 60 HRC) наиболее рационально применение композитов. Композит 01 имеет большую стойкость, чем режущая керамика во всем диапазоне скоростей резания. Напротив, при чистовой обработке материалов низкой твердости и прочности, например незакаленных сталей, чугунов и т.п., следует использовать

к е р а м и к у, а не СТМ. При этом достигается более высокая производительность — скорость резания более 250... 300 м/мин, при которой композиты всех марок практически неработоспособны.

Применение абразивного инструмента. *Обработка абразивным инструментом* в машиностроении используется главным образом как ф и н и ш н а я, обеспечивая необходимую точность и качество поверхности обрабатываемых деталей и инструментов. Для о б д и р о ч н ы х работ она широко применяется в металлургической промышленности.

В ы б о р абразивного материала определяется в первую очередь твердостью обрабатываемого материала. Естественно, чем он тверже, тем большей абразивной способностью должен обладать инструментальный абразивный материал (табл. 9.7). При этом не следует путать твердость самого абразива с твердостью абразивного круга. Последняя оценивается сопротивляемостью связки выкрашиванию зерен. При этом мягкие круги используют для обработки твердых материалов, и наоборот.

Выбор связки абразивных кругов зависит от условий шлифования, рекомендации по их применению следующие:

- *бакелитовые связки* применяются для обдирочных и черновых работ, а также при чистовом шлифовании. Армированные круги на бакелитовой основе позволяют выполнять шлифование с высокими скоростями — до 60 м/с;

- *твердая вулканитовая связка* обладает большей прочностью, чем бакелитовая, поэтому она применяется для изготовления тонких кругов. Для чистовой обработки применяют круги со связкой, обладающей большей податливостью, чем бакелитовая. В этом

Таблица 9.7

Рекомендации по применению абразивов

Обрабатываемый материал	Абразивный материал	Обрабатываемый материал	Абразивный материал
Твердые сплавы; шлифовальные круги (правка)	Алмаз	Закаленные конструкционные стали	Электрокорунд (белый, хромистый, титанистый)
Закаленные стали высокой твердости (инструментальные)	КНБ	Стальные отожженные заготовки (обдирка)	Электрокорунд нормальный
Труднообрабатываемые стали и сплавы	Монокорунд	Чугун, цветные металлы	Карбид кремния

случае при повышении сил резания происходит деформирование связки, зерно при этом не выкрашивается, а вдавливается, «утопает» в связке. Это оказывает полирующее воздействие на обрабатываемую поверхность;

- инструменты на *керамической связке* хорошо сохраняют профиль и отводят тепло (резьбошлифование), но плохо работают при ударных нагрузках из-за повышенной хрупкости, свойственной керамике;

- инструмент на *металлических связках* используют для обработки материалов, обладающих высокой абразивной способностью, а также высокопрочных материалов, когда режущие зерна испытывают повышенные нагрузки.

Шероховатость обработанной поверхности зависит от твердости материала. Минимальная высота микронеровностей при обработке сталей достигается при твердости 63...65 HRC.

Операции шлифования и заточки во многом определяют стойкость инструмента из инструментальных и быстрорежущих сталей. При нарушении режимов заточки возникают прижоги (визуально — появление зон темно-синего или черного цвета). Это может заметно снизить стойкость инструмента. Вероятность образования прижогов заметно снижается при использовании кругов из СТМ.

Особенности обработки резанием пластмасс. Наиболее распространенные формообразующие операции при изготовлении деталей из пластмасс — это *литье под давлением, прессование*. Однако при необходимости получения точных размеров, выполнения отверстий малых диаметров, тонких пазов и т. п. производится *обработка резанием*.

Низкие механические свойства пластмасс позволяют проводить обработку с высокими скоростями. Лимитирующим при



Рис. 9.4. Влияние режимов сверления на качество поверхности полиметилакрилата

назначении режимов резания является не износ инструмента, а свойства обрабатываемого материала — самих пластических масс. В результате нагрева может происходить оплавление, изменение цвета термопластов. При обработке реактопластов могут возникать прижоги (происходит местная деструкция) или сколы поверхности. Таким образом, режимы резания выбираются исходя из необходимости получения удовлетворительного качества обработанной поверхности (рис. 9.4). При этом увеличение скорости резания приводит к снижению высоты микронеровностей, а увеличение подачи приводит к противоположному эффекту.

9.3. Материалы для штампового инструмента

9.3.1. Штамповые стали

Штамповые стали предназначены для изготовления инструментов, обеспечивающих формообразующие операции за счет пластического деформирования (высадка) или разрушения (вырубка) материала заготовки. Эти операции могут осуществляться без нагрева обрабатываемых заготовок (холодная обработка) или с нагревом (горячая обработка). В соответствии с этим штамповые стали делятся на две группы: для изготовления штампов *холодного* и *горячего деформирования*. Условия эксплуатации штампов весьма разнообразны, что определяет широкий диапазон материалов, применяемых для их изготовления.

Стали для изготовления штампов *холодного деформирования* должны обладать высоким сопротивлением пластической деформации, износостойкостью (в условиях крупносерийного и массового производства), необходимыми прочностью и вязкостью. При определенных операциях происходит нагрев инструмента, поэтому для изготовления штампового инструмента для холодной обработки используют стали с различной теплостойкостью:

Тип сталей	Допустимая температура эксплуатации, °С
Нетеплостойкие	До 180 ... 200
Полутеплостойкие	До 300 (500 ... 520)
Теплостойкие	До 520 ... 560

К *первой группе* относятся *нетеплостойкие* заэвтектоидные углеродистые и легированные инструментальные стали — У10, У12, 11ХФ и др. Эти стали не обладают высокой прокаливаемостью, их используют для изготовления инструмента простой формы и небольших размеров. Инструмент подвергают закалке от температуры, превышающей A_{c1} на 30...50 °С, и отпуску при

250...270 °С для получения твердости 58...60 НRC. Такая пониженная по сравнению с режущим инструментом твердость позволяет получить более высокую ударную вязкость сталей. Это дает возможность использовать инструмент из этих сталей для операций холодной высадки мягких материалов, вырубки тонколистового материала, т.е. для работы с невысокими давлениями. Режимы отжига сталей рассмотрены ранее (см. подразд. 9.2.1).

Ко второй группе относятся стали, легированные повышенным содержанием хрома — 5...12 %, которые называются *полутеплостойкими*. Широкое применение в промышленности получили стали с 12 % Cr — X12Ф1 и X12M. При таком уровне легирования стали имеют высокую прокаливаемость (до 200 мм при закалке в масле). Эти стали подвергают закалке как на первичную, так и на вторичную твердость.

Закалка на первичную твердость выполняется от 1050...1070 °С с охлаждением в масле или селитре. Последующий низкий отпуск при 150...180 °С обеспечивает высокую твердость 62...64 НRC. Эти стали можно эксплуатировать и при более высоких температурах. При повышении температуры отпуска до 300 °С твердость снижается, но остается достаточно высокой: 58...60 НRC у стали X12M и 57...59 НRC у стали X12Ф1.

Закалка на вторичную твердость выполняется от более высоких температур (1150...1170 °С); охлаждение — в масле или селитре. Количество остаточного аустенита заметно повышается и достигает 35...45 %, в связи с этим твердость после закалки низкая — примерно 50 НRC. Окончательные свойства сталь получает в результате многократного отпуска (2—4 раза) при температурах 520...540 °С. При этом происходит дисперсионное твердение, превращение остаточного аустенита в мартенсит и повышение твердости до 60...63 НRC.

Стали с 12 % Cr обладают высокой износостойкостью из-за большого количества карбидной фазы и высокой твердостью. Их применяют для изготовления разделительных вырубных и отрезных штампов, а также для вытяжных штампов, работающих с высокой скоростью. Закалку этих сталей осуществляют на первичную твердость. Повышение температуры закалки для получения вторичной твердости резко снижает ударную вязкость. Такую обработку можно рекомендовать для пресс-форм прессования порошков, обладающих абразивным воздействием.

Основным недостатком высокохромистых сталей является большая карбидная неоднородность. Это приводит к снижению прочности особенно в больших сечениях (свыше 50 мм).

Эти недостатки в значительной степени устранены в сталях с меньшим содержанием хрома — 5...6 %, карбидная неоднородность которых ниже. Поэтому при близких значениях твер-

дости стали обладают большей прочностью. Достаточно широко используется сталь Х6ВФ, которую, как и стали с 12 % Сг, можно закалывать как на первичную твердость (закалка от 950...980 °С и отпуск при 180...200 °С для получения твердости 56...60 HRC), так и на вторичную твердость (закалка от 1050 °С и отпуск при 500 °С, получаемая твердость 56...58 HRC). Вместе с тем из-за меньшего количества карбидной фазы сталь Х6ВФ уступает сталям с 12 % Сг по износостойкости и обладает меньшей прокаливаемостью. Применение сталей с 6 и 12 % Сг аналогично. Стали с меньшим содержанием хрома применяют при больших ударных нагрузках, чем стали с 12 % Сг, но более интенсивном износе. Сталь 9Х5ВФ с 5 % Сг близка по свойствам стали Х6ВФ.

Отжиг сталей с 5...12 % хрома проводят при температурах 840...860 °С с изотермической выдержкой не менее 2 ч (выдержка зависит от величины садки металла), затем охлаждают до 700...720 °С вместе с печью со скоростью 30...40 °С/ч, выдерживают при этой температуре 2...3 ч, охлаждают с печью до 600...650 °С, а затем на воздухе.

Для разных операций штамповки сочетание этих свойств может быть различным. Холодная деформация, как правило, происходит без значительного нагрева штампового инструмента, лишь при операциях прессования и вытяжки температура достигает 300...400 °С.

Стали *третьей* группы — *теплостойкие* — сохраняют высокую твердость при нагреве до температур 520...540 °С. Стали упрочняют за счет мартенситного превращения при закалке и последующего дисперсионного твердения при высокотемпературном отпуске. Таким образом, упрочняющая термическая обработка этих сталей аналогична быстрорежущим — это закалка и многократный (как правило, двукратный) отпуск. Подобная термическая обработка позволяет избавиться от остаточного аустенита при сохранении высокой прочности, чего невозможно добиться для сталей предыдущих групп. Такая структура обеспечивает высокое сопротивление пластической деформации — рабочие кромки инструмента не сминаются под воздействием высоких давлений. При наличии в структуре остаточного аустенита это невозможно.

Стали этой группы, как и быстрорежущие, легированы сильными карбидообразующими элементами: вольфрамом, молибденом. В промышленности нашли применение стали 6Х4М2Фс, 8Х4В2С2МФ и др. Температура закалки этих сталей высокая — 1050...1070 °С, максимальную твердость 60...62 HRC они получают после отпуска при температурах 520...530 °С.

Сочетание высокой твердости и прочности определяет применение сталей для наиболее тяжелых операций холодной штампов-

ки: высадки, прессования. При этих операциях инструмент испытывает не только высокие удельные нагрузки (до 2000... 3000 МПа), но и нагрев поверхностных слоев до температуры 300... 400 °С, что предопределяет необходимость теплостойкости инструментального материала.

Вследствие относительно невысокого уровня легирования (ниже, чем у быстрорежущих и высокохромистых) стали имеют равномерное распределение карбидов (малая карбидная неоднородность). Это делает их применение весьма эффективным для накатного, особенно резьбонакатного, инструмента. При скоплениях карбидов происходит их выкрашивание из тонких кромок резьбонакатного инструмента, которые к тому же испытывают высокие давления.

Режимы отжига теплостойких и высокохромистых сталей практически одинаковы.

Стали для штампов горячего деформирования должны прежде всего обладать теплостойкостью, так как инструмент нагревается при контакте с обрабатываемой заготовкой. Температуры нагрева металлов при горячей обработке могут быть достаточно высокими — выше 1000 °С. Таким образом, нетеплостойкие стали для изготовления горячештампового инструмента применяться не могут. При работе инструмента могут возникать динамические нагрузки, поэтому стали должны иметь достаточно высокий уровень ударной вязкости. Это необходимо также и потому, что высокая ударная вязкость определяет хорошую разгаростойкость стали. Трещины разгара являются следствием термоциклических нагрузок, при которых происходит периодическое расширение — сжатие поверхностных слоев штампового инструмента.

Для штампов горячего деформирования используют *полутеплостойкие* и *теплостойкие* стали. Содержание углерода в этих сталях по сравнению со сталями для холодного деформирования пониженное. Это обеспечивает их более высокую ударную вязкость, правда, при этом снижается твердость. Но это допустимо, поскольку при высоких температурах горячей обработки давлением сам обрабатываемый металл имеет низкие твердость и прочность.

В качестве *полутеплостойких* используют легированные стали 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНВ, 5ХНТ, содержащие 0,5 % С. Эти стали закаливают на первичную твердость. В связи с высоким уровнем легирования они сохраняют достаточно высокую твердость (45... 50 НRC) при нагреве до 450... 500 °С. При этом обеспечивается высокая прочность (1500... 1800 МПа) и ударная вязкость (3... 5 кДж/м²).

Основное использование этих сталей — для *молотовых* штампов. Ковочные молоты нагреваются в процессе эксплуатации до

температур 400... 500 °С. Для молотовых сталей весьма важна их очень высокая прокаливаемость, так как молоты могут иметь большие габариты. Например, в блоке из стали 5ХНМ размером 400×300×300 мм твердость в сердцевине ниже, чем на поверхности всего на 1...2 HRC.

Температура закалки для сталей 5ХНМ, 5ХНВ и 5ХГМ — 820... 860 °С. Нагрев до закалочных температур выполняют с подогревом до 600... 650 °С для уменьшения термических напряжений. Для предотвращения деформаций или даже трещин штампов со сложной гравюрой их термическую обработку выполняют следующим образом: охлаждение при закалке осуществляют с подсуживанием на воздухе до температуры 750... 780 °С, затем штамп помещают в масло. Время выдержки в масле назначают таким, чтобы не произошло полного охлаждения штампа до комнатной температуры, так как это сможет вызвать значительные напряжения и трещины. После выдержки неостывшие штампы переносят в печь для отпуска. Иногда штампы (гравюры простой формы) при закалке охлаждают водно-воздушной смесью. Поскольку в структуре штампа после закалки сохраняется большое количество остаточного аустенита, часто проводят двойной отпуск. Температура второго отпуска на 10... 20 °С ниже, а его продолжительность на 20... 25 % меньше, чем первого.

Хвостовик молотовых штампов дополнительно отпускают при более высокой (примерно на 100 °С) температуре, чтобы его твердость была ниже, а вязкость выше, чем рабочей части. Отпуск проводят на металлической плите или в специальных приспособлениях.

Для инструмента, работающего при более высоких температурах или находящегося в длительном контакте с горячим обрабатываемым материалом заготовки (прессовый инструмент, штампы для горизонтально-ковочных машин), применяют *теплостойкие стали*. Это дисперсионно-твердеющие стали, упрочняемые на вторичную твердость. Эти стали, легированные вольфрамом или молибденом и даже кобальтом, эксплуатируют в особенно тяжелых условиях. К ним относятся стали 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС, 4Х5В2ФС, 4Х5В4ФСМ, 4Х2В5ФМ, 2Х6В8М2К8.

Стали 4Х5МФС, 4Х4ВМФС, 4Х2В5ФМ применяют для обработки алюминиевых сплавов. Для обработки медных сплавов используют более легированные стали с большей теплостойкостью: 5Х3В3МФС, 3Х2В8. При деформировании титановых сплавов, нержавеющей и жаропрочных сталей штампы нагреваются до еще более высоких температур (750 °С), поэтому в качестве инструментальных необходимы кобальтсодержащие стали весьма высокой теплостойкости, например 2Х6В8М2К8.

Стали 4Х5МФС, 4Х4В2МФС, 4Х2В5ФМ закалывают от температуры 1050... 1070 °С. Температуру отпуска назначают в зависимо-

сти от необходимой твердости: 560...590 °С на твердость 50 HRC и 600...610 °С на твердость 45 HRC.

Сталь 3Х2В8 закалывают от температуры 1080...1100 °С и отпускают при 600...610 или 640...650 °С на твердость соответственно 50 и 45 HRC.

Сталь 5Х3В3МФС подвергают закалке от температуры 1120...1150 °С и отпуску при 640...650 или 650...670 °С на твердость 50 или 45 HRC.

Температура закалки стали 2Х6В8М2К8 — 1180...1200 °С, отпуск производят при 630...690 °С на твердость 45...50 HRC.

На повышенную твердость (50 HRC) обрабатывают штампы небольших размеров и простой конфигурации, на пониженную (45 HRC) — крупные штампы и штампы сложной конфигурации.

Ввиду высоких температур закалки необходимо предусмотреть защиту штампов от окисления и обезуглероживания. Наиболее целесообразен нагрев в атмосферах, с контролируемым составом, и вакууме.

Немедленно после закалки следует проводить двукратный отпуск для полного превращения остаточного аустенита. Температура второго отпуска на 20...25 °С ниже первого.

Отжиг сталей осуществляется при температурах 830...870 °С с медленным охлаждением до 650...680 °С и выдержкой до полного распада аустенита.

Температурные режимы работы деталей пресс-форм литья под давлением металлических (алюминиевых, медных и др.) сплавов и горячих штампов идентичны. Поэтому для пресс-форм применяют те же стали, что и для соответствующего прессового инструмента: 4Х5МФС и 4Х4В2МФС (для литья алюминиевых сплавов и др.).

9.3.2. Твердосплавный и алмазный инструмент для обработки давлением

Твердосплавный инструмент. Из твердых сплавов изготавливают различные виды инструмента для обработки давлением. Использование твердосплавного инструмента вместо стального позволяет обеспечить весьма существенное повышение стойкости: в 20—30 раз для вырубных штампов, в 15—25 раз для высадочных и до 100 раз для вытяжных.

Однако его применение ограничивает высокая стоимость твердого сплава, а также сложность и дороговизна технологии и изготовления твердосплавного инструмента, потому что твердые сплавы в отличие от сталей практически невозможно или очень сложно обрабатывать лезвийным инструментом. Штамповый инструмент является специальным, так как предназначен для изготовления определенной детали в отличие от режущего инструмента, являющегося универсальным — резцы,

фрезы используют для обработки самых разнообразных деталей. Поэтому применение твердосплавного штампового инструмента оправдано только в условиях массового производства.

Для инструмента, работающего в условиях повышенного износа при малых динамических нагрузках (вытяжка, выдавливание), применяют те же твердые сплавы, что и для режущего инструмента: ВК6, ВК8, ВК10. Более того, в тех случаях когда от инструмента требуется только высокая износостойкость, например волочение проволоки небольших диаметров (до 3 мм), возможно использование сплавов, не обладающих высокой прочностью: низкокобальтовых мелкозернистых сплавов повышенной твердости и износостойкости (ВК3-М, ВК3, ВК4), а также безвольфрамовых сплавов (КНТ-16, ТН-20). Последние имеют высокую твердость, низкий коэффициент трения (в паре со сталью примерно в 2 раза ниже, чем у сплава ВК8) и слабое адгезионное взаимодействие с обрабатываемым материалом.

Прочность и, особенно, ударная вязкость твердых сплавов значительно ниже, чем у штамповых сталей. Поэтому для штампового инструмента, работающего в условиях динамических нагрузок (вырубка, пробивка, обрезка разделительными штампами; высадка, объемная штамповка), сплавы, используемые для режущего инструмента, не работоспособны из-за низкой прочности. Для изготовления этих видов штампового инструмента применяют вольфрамкобальтовые твердые сплавы, которые в отличие от сплавов типа ВК, используемых для режущего инструмента, содержат значительно больше кобальта (15...25%). Кроме того, дополнительное повышение прочности достигается за счет значительно больших размеров зерен карбида вольфрама (табл. 9.8). Деление сплавов на группы в зависимости от размера зерна карбидов приведено ниже:

Сплавы	Размер зерна, мкм
Среднезернистые серии С	2,0... 2,5
Крупнозернистые серии КС	3,7... 4,5
Особокрупнозернистые серии К	6,0... 8,0

Следует отметить одно важное технологическое преимущество сплавов с высоким (20% и более) содержанием кобальта. Их можно обработать лезвийным инструментом, оснащенным пластинками из твердых сплавов ВК6-ОМ и ВК3-М, и таким образом получать детали сложной конфигурации.

Габариты штампового инструмента могут быть значительно больше, чем у пластин, используемых для режущего инструмента. Получение малой пористости, которая необходима для высокой прочности крупногабаритных заготовок, достигается за счет специальной технологии спекания — при повышенных температурах в вакууме, а не газовой среде.

Влияние содержания кобальта и величины зерна карбида вольфрама WC на прочность и твердость сплавов ВК

Сплав	Состав, %		Размер зерна WC, мкм	Твердость HRA	$\sigma_{изг}$ МПа
	WC	Co			
ВК6	94	6	1...2	88,5	1519
ВК8	92	8	1...2	87,5	1666
ВК15	85	15	2...3	86,0	1862
ВК10-КС	90	10	3...5	85,0	1862
ВК20-КС	80	20	3...5	82,0	2107
ВК20	78	22	6...8	80,0	1764
ВК25	75	25	2...4	82,0	2156

Примечание. Сплавы ВК6 и ВК8, используемые для режущего инструмента, приведены для сравнения.

При небольших ударных нагрузках (операции вытяжки, гибки) используют сплавы ВК15 и ВК10-КС; при средних ударных нагрузках (высадка болтов, винтов небольших размеров до М6) — сплавы ВК20, ВК20-КС, ВК10-КС; при больших ударных нагрузках, а также для горячей штамповки — сплавы ВК25 и ВК20-К.

Алмазный инструмент. Волоочильный инструмент — алмазные волокна — используют при производстве проволоки. Проволоку весьма малых размеров (диаметром 0,03 мм и менее), а также проволоку из материалов малой прочности (золото, серебро) практически невозможно получить без применения алмазных волокон. Усилие волочения через алмазные волокна значительно меньше, чем через волокна из твердых сплавов. Это объясняется малыми значениями коэффициента трения и сил адгезии между алмазом и протягиваемыми материалами. Волочение через алмазные волокна значительно снижает количество обрывов проволоки малого диаметра, обладающей низкой прочностью. Уникальная твердость алмаза определяет износостойкость инструмента и обеспечивает получение высокого качества проволоки (малая шероховатость и точность размера) в течение длительного времени работы без трудоемкой смены волоочильного инструмента.

Максимальный диаметр протягиваемой проволоки ограничивается прочностью алмаза. Увеличение диаметра приводит к повышению усилий протягивания. Поэтому максимально допустимый диаметр калибрующего отверстия алмазной волокны тем больше, чем меньше прочность протягиваемого металла (табл. 9.9).

Допустимые диаметры проволоки для алмазных волок

Материал	Предел прочности σ_b , МПа	Диаметр, мм, не более
Золото, серебро, медь	Менее 500	2
Латуни, бронзы, сплавы никеля	500... 1 000	1
Нихром, вольфрам, молибден	Более 1 000	0,5

Для изготовления волок используют высококачественные природные алмазы массой 0,03... 4 карата в зависимости от размера волоки. Алмазные волоки закрепляются в металлические оправки.

9.3.3. Штамповые материалы для мелкосерийного производства

В условиях мелкосерийного производства при небольшой программе выпуска деталей — несколько тысяч или даже сотен — основной проблемой становится не достижение высокой стойкости инструмента, а снижение трудоемкости его изготовления. Поэтому принцип выбора материалов для штампового инструмента отличается от условий массового производства.

Так, твердость пуансонов для изготовления партии деталей до 1 000 шт. может быть 40... 45 HRC, при партии до 5 000 шт. — 52... 56 HRC, что позволяет использовать среднеуглеродистые стали для производства инструмента. Наиболее трудоемким является изготовление матриц особенно сложной формы или малых размеров из-за необходимости получения высокой точности размеров на внутренних поверхностях (на пуансонах это рабочие поверхности, их обработка значительно проще). Это требует привлечения рабочих высокой квалификации для выполнения ручных доводочных операций.

В таких условиях матрицы целесообразно изготавливать из материалов, не обладающих высокой твердостью, а некоторые операции вообще можно исключить. Такие решения нашли применение при операциях пробивки и вырубки (изготовление шайб, прокладок и т. п.).

Отверстие в матрицах из мягких материалов — отожженных сталей (твердость менее 200 НВ), а также латуней и бронз (100... 170 НВ) — прошивают пуансоном, автоматически получая необходимую форму отверстия матрицы. При такой технологии не возникает трудностей даже в том случае, когда отверстия имеют сложную форму. Для вырубки неметаллических материалов (резина, картон), а также стальных пластин толщиной до 1 мм

применяют сплав марки ЭКБ на цинковой основе (4 % Al, 3,5 % Cu, 0,5 % Mn, 0,5 % Si).

Вообще отказаться от изготовления матриц позволяет использование *эластомеров* (см. гл. 12). В этом случае пуансон, вырубая из листа заготовку, вдавливают ее в упругий эластомер.

В качестве такого эластомера используют *полиуретан*, который представляет собой плотный резиноподобный синтетический материал, обладающий высокой упругостью и износостойкостью, высоким сопротивлением ударным нагрузкам.

Прочность на разрыв полиуретанов различных марок колеблется от 300 до 400 МПа. Заготовки полиуретана выпускаются в виде полос и цилиндров.

При использовании матриц из мягких материалов или полиуретана операции вырубки—пробивки позволяют изготавливать детали из сталей 10, 20, 30 прочностью до 500 МПа, толщиной до 1,5 мм; медных и алюминиевых сплавов толщиной до 2 мм; неметаллических материалов (бумаги, картона, резины, текстолита и др.) большей толщины.

9.4. Материалы для контрольно-измерительного инструмента

Измерительный инструмент предназначен для измерения линейных и угловых размеров, шероховатости поверхности, а также для определения твердости.

Измерительные инструменты должны обладать износостойкостью, что достигается за счет высокой твердости, и стабильностью размеров во времени. Для изготовления измерительного инструмента используют стали, твердые сплавы и алмазы.

Наиболее широко применяются *стали*, из них изготавливают концевые меры длины (измерительные плитки), а также скобы, шаблоны, калибры.

Высокая твердость сталей (55...65 HRC) достигается в результате закалки на первичную твердость, т. е. технология упрочнения заключается в закалке и низком отпуске. Высокая твердость возможна за счет получения мартенсита с высокой концентрацией углерода. Поэтому для изготовления измерительного инструмента применяют следующие стали:

- X (ШХ15), 12X1, XГ с содержанием углерода 1 % и более;
- цементуемые стали 20, 20X. Высокое содержание углерода достигается в поверхностных слоях в результате цементации;
- среднеуглеродистые стали 50, 55. Они получают меньшую твердость, но более технологичны;
- коррозионно-стойкие стали 40X13 для специального инструмента.

Для изготовления плоскопараллельных мер и калибров применяют стали X (ШХ15), 12X1, ХГ. Сталь ХГ содержит повышенное количество углерода (1,3... 1,5 %). Для получения однородной структуры инструменты из этих сталей подвергают предварительной термической обработке: нормализации при температурах 850... 860 °С и последующему отпуску при 600 °С длительностью 1 ч. При этом также устраняется и цементитная сетка, если она была в структуре.

Закалка сталей X и ХГ осуществляется в масле с температур 840... 850 °С. Более высокий нагрев при закалке вызывает увеличение количества остаточного аустенита. Для измерительного инструмента (особенно плоскопараллельных мер) наличие аустенита в структуре недопустимо, потому что в процессе эксплуатации происходит его распад, вызывающий увеличение размеров инструмента. Кроме того, изменения размеров во времени могут происходить и за счет распада мартенсита, в котором уменьшается содержание углерода за счет выделения цементита, что приводит к уменьшению размеров.

Для предупреждения этих процессов с целью стабилизации структуры и размеров инструменты подвергают обработке холодом при температуре -70 °С — для устранения остаточного аустенита (см. подразд. 5.3.2), а затем длительному отпуску при температурах 120... 130 °С в течение 24... 60 ч.

После шлифования перед полированием целесообразно производить повторный отпуск длительностью 2... 3 ч для устранения шлифовочных напряжений.

Скобы, шаблоны, лекала изготавливают из низкоуглеродистых (20, 20X) или среднеуглеродистых (50, 55) сталей. Инструменты из сталей 20 и 20X подвергают цементации, закаливают с температур 790... 810 °С в масле (сталь 20X) или в воде (сталь 20). Отпуск проводят при температурах 150... 180 °С в течение 2... 3 ч. Вследствие малой толщины превращения в цементованном слое мало влияют на изменения общего объема инструмента, поэтому отпуск большей длительности не требуется.

Инструменты из сталей 50 и 55 подвергают закалке ТВЧ. Это позволяет получить меньшую деформацию и обеспечивает возможность правки. Отпуск выполняют при температурах 150... 180 °С в течение 2... 3 ч. Износостойкость сталей 50 и 55 меньше, чем цементуемых.

Сталь 40X13 применяют для специальных инструментов, которые должны обладать устойчивостью против коррозии. Термическая обработка: закалка от температур 950... 1000 °С с охлаждением в масле и отпуск при температурах 120... 130 °С длительностью от 12 до 50 ч. Получаемая твердость — 55... 57 HRC.

Твердые сплавы обладают значительно большей твердостью и износостойкостью, чем инструментальные стали; они не претер-

певают структурных превращений, т. е. обладают высокой стабильностью размеров во времени. Эти сплавы используют для изготовления плоскопараллельных мер длины; калибров; контактных элементов микрометрического инструмента — пяток, соединяемых со стальными деталями склеиванием. Измерительный инструмент не испытывает ни статических, ни динамических нагрузок, поэтому используются сплавы, обладающие высокой твердостью: низкокобальтовые и безвольфрамовые.

Алмазы используют в приборах контроля твердости, шероховатости поверхности, а также при активных методах контроля размеров.

При измерении твердости используют алмазные наконечники: для испытаний по методу Роквелла — конус с углом 120° ; по Виккерсу — четырехгранную пирамиду с углом между гранями, равным 136° .

Определение шероховатости поверхности выполняется на профилометрах и профилографах. При этом происходит ощупывание (сканирование) поверхности острой иглой. Игла должна обладать весьма высокой износостойкостью, так как ее затупление приведет к искажению результатов контроля. Именно поэтому используют иглы с алмазной рабочей частью — кристаллом массой $0,01 \dots 0,02$ карата с вершиной в виде конуса с углом 90° .

При активном контроле размеров в условиях автоматического производства используют измерительные наконечники с алмазной рабочей частью, которые изготавливают из кристаллов массой $0,05 \dots 0,3$ карата.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какова область применения инструментальных материалов?
2. Какие требования предъявляются к материалам для изготовления режущего и штампового инструмента?
3. Какие стали используют для изготовления режущего инструмента?
4. В чем основное различие между инструментальными и быстрорежущими сталями?
5. Как обозначаются быстрорежущие стали?
6. Что такое первичная и вторичная твердость?
7. Какую упрочняющую термическую обработку используют для инструмента из быстрорежущих сталей? Зачем нужен многократный отпуск?
8. Какова технология производства твердых сплавов и режущей керамики?
9. Какие типы твердых сплавов и режущей керамики используются в промышленности?
10. Какие методы поверхностного упрочнения инструмента используют в промышленности? Почему некоторые методы пригодны только для твердосплавного инструмента?

11. Какие сверхтвердые материалы используются в промышленности?
12. Перечислите абразивные материалы, которые используются для изготовления абразивного инструмента. Какие связки используют для абразивных кругов?
13. Какие материалы используют для изготовления штампового инструмента? Когда целесообразно применение твердого сплава, алмаза? В каком случае используют материалы, не обладающие высокой твердостью и износостойкостью?
14. Какие требования предъявляются к материалам для измерительного инструмента? Какие материалы используют для его изготовления?

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

10.1. Медные сплавы

Общие сведения. *Чистая медь* обладает пластичностью, высокими тепло- и электропроводностью. Плотность меди $8,9 \text{ г/см}^3$, температура плавления 1083°C . Высокая электропроводность определила широкое применение меди в электротехнической промышленности (см. подразд. 8.4). Из-за низкой прочности чистая медь не применяется в машиностроении, ее используют как основу конструкционных сплавов: латуней и бронз.

Латуни — это сплавы меди с цинком, основным легирующим элементом. Помимо цинка в состав латуней могут входить и другие легирующие элементы.

Бронзы — это сплавы, в которых основным может быть любой легирующий элемент (олово, свинец, кремний, алюминий и др.) кроме цинка, который тоже может входить в состав бронз, но не как основной.

Маркировка сплавов. Легирующие элементы латуней и бронз обозначаются первыми буквами их названий в отличие от обозначения сталей: А — алюминий, Б — бериллий, Ж — железо, К — кремний, Мц — марганец, Мг — магний, Н — никель, О — олово, С — свинец, Т — титан, Ф — фосфор, Х — хром, Ц — цинк. Содержание этих элементов указывается в целых процентах.

По технологическому принципу эти сплавы делятся на деформируемые и литейные, их обозначения имеют различия. В маркировке деформируемых сплавов сначала пишутся все буквы, показывающие наличие легирующих элементов, а затем цифры, показывающие их содержание в том же порядке. В маркировке литейных сплавов цифры пишутся непосредственно после буквы, обозначающей наличие компонента, аналогично тому, как это принято для сталей.

Латуни обозначаются буквой Л. В маркировке деформируемых латуней содержание цинка не указывается, оно дополняет состав до 100 %, например состав латуни Л96: 96 % Cu и неуказанное содержание цинка Zn — 4 %. В маркировке литейных латуней, наоборот, не указывается содержание меди, состав литейной латуни ЛЦ30А3: 30 % Zn; 3 % Al; ост. 67 % Cu.

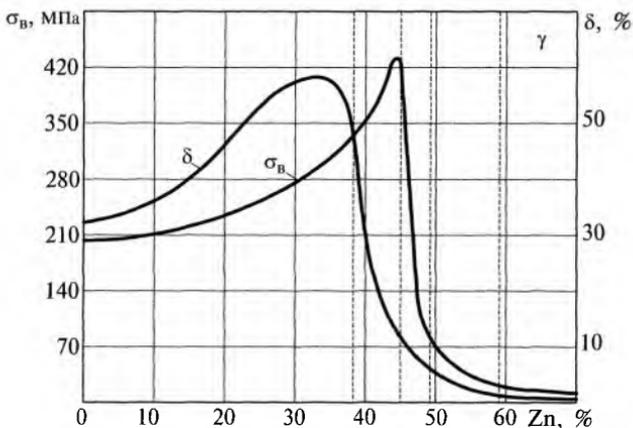


Рис. 10.1. Влияние цинка на предел прочности σ_B и пластичность δ латуней

Бронзы обозначаются буквами Бр, в марках не указывается содержание меди. Например, БрОЦС6-6-3 — деформируемая бронза состава, %: Sn — 6; Zn — 6; Pb — 3; Cu — 85; БрО8Ц4 — литейная бронза, содержащая, %: Sn — 8; Zn — 4; ост. Cu.

Латуни. Практическое применение нашли латуни с содержанием цинка до 45 %, его дальнейшее увеличение приводит к резкому падению прочности. Максимальной пластичностью обладает латунь с 30... 32 % цинка (рис. 10.1).

В зависимости от содержания цинка латуни делятся на *однофазные* α -латуни, с содержанием до 39 % цинка, и *двухфазные* ($\alpha + \beta$)-латуни, в которых цинка больше 39 %. Однофазные латуни имеют более высокую пластичность, чем двухфазные, но меньшую прочность.

Однофазные латуни хорошо обрабатываются давлением в холодном состоянии. С повышением температуры до 300... 700 °С их пластичность ухудшается.

Упрочнение α -латуней возможно только в результате наклепа, при этом твердость и прочность повышаются, а пластичность уменьшается. Например, предел прочности латуни, содержащей 20 % цинка, возрастает с 320 до 640 МПа, а относительное удлинение уменьшается с 55 до 3 %. Для снятия наклепа латуни подвергают рекристаллизационному отжигу при температурах 500... 700 °С. Двухфазные латуни хорошо деформируются при температурах выше 500 °С, т.е. при горячей обработке.

Простые латуни (содержащие только медь и цинк) при содержании до 10 % цинка называются *томпаками*, до 20 % цинка — *полутомпаками*. Они похожи на золото и применяются для изготовления декоративных изделий. Для получения специальных свойств используют *специальные (сложные)* латуни, в состав которых вводят наряду с цинком и другие легирующие элементы.

Для улучшения обрабатываемости резанием в латуни вводят свинец (ЛС59-1); для повышения сопротивления коррозии в морской воде — олово (ЛО70-1); для повышения механических свойств — алюминий, никель и др. (ЛАЖ60-1-1).

Бронзы. В промышленности нашли применение оловянные, алюминиевые, бериллиевые бронзы.

Оловянные бронзы (содержание олова до 20 %) обладают хорошими литейными и антифрикционными свойствами, высокой химической стойкостью. В практике применяют бронзы с 10...12 % олова. При его большем содержании бронзы становятся хрупкими.

Бронзы с 4...5 % олова хорошо деформируются в холодном состоянии. Для снятия наклепа проводят рекристаллизационный отжиг при температурах 600...650 °С. Бронзы, содержащие более 5 % олова, обладают высокими антифрикционными свойствами.

С целью улучшения обрабатываемости резанием в оловянные бронзы вводят свинец (БрОЦС4-4-2,5).

Фосфор улучшает литейные, а также механические и антифрикционные свойства (БрОФ6-0,15). Литейные бронзы, содержащие фосфор, применяют для художественного литья. Отливки из этих бронз имеют малую усадку из-за значительной пористости (1 %); для сравнения усадка чугунов составляет 1,5 %, сталей — 2 %. Поры распределяются по всему объему, усадочной раковины не образуется.

Для удешевления бронз часть олова может быть заменена цинком (БрОЦС4-4-2,5).

Алюминиевые бронзы содержат 5...10 % алюминия. Бронзы с 6...8 % алюминия пластичны, они обрабатываются давлением и в холодном, и горячем состояниях, а бронзы, содержащие 8...10 % Al, обрабатывают только при высоких температурах.

Алюминиевые бронзы обладают высокой коррозионной стойкостью. Легирование никелем и железом (БрАЖ9-4) повышает их механические свойства.

Бериллиевые бронзы содержат 2,0...2,5 % бериллия. Бериллиевые бронзы возможно упрочнить за счет дисперсионного твердения (см. подразд. 2.7). Закалку проводят от температур 760...780 °С, охлаждают в воде; старение — при температурах 300...350 °С в течение 2 ч. Свойства после упрочнения: $\sigma_B = 1250$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа, твердость 350...400 НВ. Это значительно выше, чем у оловянистых и алюминиевых бронз, предел прочности которых 450 и 650 МПа, а твердость не более 75 и 150 НВ соответственно.

Высокие значения пределов прочности и, главное, текучести определили применение бериллиевых бронз для изготовления пружин, мембран и др. При ударе бериллиевой бронзы о другой металл не возникает искры, поэтому из нее делают инструмент для работ во взрывоопасных условиях. Бронзы обладают хорошими технологическими свойствами: свариваемостью, обрабатываемостью резанием.

10.2. Алюминиевые сплавы

Общие сведения. *Алюминий* — легкий металл, его плотность $2,7 \text{ г/см}^3$, температура плавления 658°C . Алюминий обладает высокой пластичностью $\delta = 40\%$ и низкой прочностью $\sigma_{\text{в}} = 100 \text{ МПа}$. Алюминий хорошо сопротивляется коррозии, так как на его поверхности образуется плотная защитная пленка оксида Al_2O_3 .

Алюминий обладает высокой электропроводностью и широко используется в электротехнической промышленности (см. подразд. 8.4). Кроме того, высокая пластичность позволяет изготавливать из него очень тонкие фольги.

Высокая коррозионная стойкость определила применение алюминия для изготовления посуды и других предметов широкого потребления.

В результате наклепа прочность алюминия повышается до $160 \dots 180 \text{ МПа}$, но при этом уменьшается пластичность. Для снятия наклепа применяют рекристаллизационный отжиг при температурах $330 \dots 360^\circ\text{C}$.

Алюминий является основой большого количества легких конструкционных сплавов, обладающих высокой удельной прочностью (прочностью, отнесенной к плотности).

По технологическому принципу алюминиевые сплавы разделяются на деформируемые и литейные. Деформируемые сплавы не содержат в структуре эвтектики, тогда как в структуре литейных она присутствует (рис. 10.2).

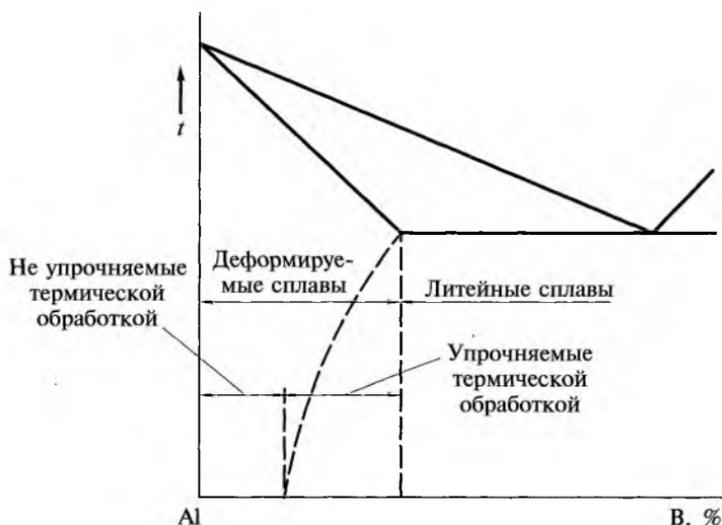


Рис. 10.2. Диаграмма состояния системы алюминий — легирующий элемент

Деформируемые сплавы делятся на упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой.

Литейные сплавы также могут упрочняться в результате термической обработки, но степень упрочнения мала и тем меньше, чем больше в структуре эвтектики.

Деформируемые сплавы. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой, являются *однофазными*. К ним относятся сплавы системы алюминий — марганец (АМц) и алюминий — магний (АМг). Эти сплавы характеризуются высокой пластичностью и коррозионной стойкостью, но их прочность невысока (150...350 МПа). Сплавы применяют для изготовления мало нагруженных деталей, в том числе работающих в агрессивных средах. Детали можно изготавливать холодной штамповкой, сваркой.

Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой, являются *двухфазными*. Наибольшее распространение получили сплавы, легированные медью, магнием, марганцем, — *дюралюмины*. Дюралюмины маркируются буквой Д, за которой следуют цифры, указывающие условный номер сплава.

Сплавы деформируются в горячем и холодном состояниях. После холодной деформации дюралюминий подвергают смягчающему отжигу при температурах 340...370 °С.

Упрочнение сплавов достигается за счет дисперсионного твердения (см. подразд. 2.7). Упрочняющая термическая обработка состоит из закалки и старения. Пределы прочности упрочненных дюралюминов и сталей примерно равны: у дюралюминов $\sigma_{\text{в}} = 300 \dots 520$ МПа, у стали Ст3 $\sigma_{\text{в}} = 370 \dots 480$ МПа.

Закалку проводят от температур 490...510 °С с охлаждением в воде. Старение, при котором достигается повышение прочности и твердости, может быть *естественным* при температуре цеха в течение 5...7 сут или *искусственным* при температурах 150...180 °С в течение 2...4 ч.

При более высоких температурах процесс старения ускоряется — получение максимальной прочности и твердости достигается за более короткое время (рис. 10.3).

Однако существует некая предельная температура (200 °С), при которой старение уже не позволяет получить максимальную прочность. Это так называемое *перестаривание* связано с тем, что при такой температуре происходит выделение и рост частиц второй фазы и, как следствие, снижение прочности.

Если после закалки и естественного старения дюралюмин подвергнуть нагреву до 200...250 °С, то он разупрочняется и приобретает свойства, соответствующие закаленному состоянию. Это явление называется *возвратом*. Процесс упрочнения и возврата может повторяться многократно, однако при этом происходит ухудшение коррозионной стойкости.

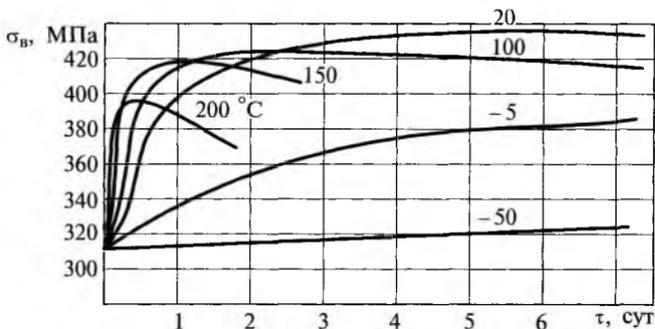


Рис. 10.3. Зависимость предела прочности σ_b дюралюмина от продолжительности старения τ при различных температурах

Дюралюмин поставляется в виде профилей, прутков, листов и др.

Сплавы авиаль (Al — Mg — Si — Cu) уступают по прочности дюралюминам, но обладают лучшей пластичностью. Эти сплавы подвергают закалке от температур 515...530 °C в воде, а затем естественному или искусственному старению. Искусственное старение осуществляют при температурах 150...170 °C. Сплавы поставляют в листах, трубах и др.

Для изготовления деталей ковкой и штамповкой применяют сплавы АК (АК1, АК6, АК8), легированные в небольших количествах кремнием (0,7...1,2 %) и железом (до 1,6 %). Эти сплавы обладают высокой пластичностью при температурахковки и штамповки 450...475 °C. Термическая обработка сплавов АК состоит из закалки от температур 490...515 °C в воде и старения при 150...160 °C в течение 5...15 ч.

Литейные сплавы. Это сплавы системы Al — Si — *силумины*. Они маркируются буквами АЛ, за которыми следуют условные цифры.

Наиболее широкое применение получил сплав АЛ2 (10...13 % Si, ост. Al). Его состав близок к эвтектическому, поэтому он имеет хорошую жидкотекучесть из-за низкой температуры плавления (рис. 10.4), а также малую усадку.

Для улучшения литейных свойств сплав модифицируют, добавляя 1 % по массе смеси, состоящей из 2/3 NaF и 1/3 NaCl, вводимой перед разливкой металла в формы. Модифицирование снижает температуру кристаллизации (затвердевания) эвтектики (см. рис. 10.4), в результате структура получается мелкозернистой. Кроме того, меняется структурная характеристика сплава — из эвтектического он превращается в доэвтектический. В его структуре отсутствуют хрупкие включения кремния. Такое изменение структуры приводит к повышению предела прочности (от 140 до 180 МПа). Сплав АЛ2 применяют для отливок сложной формы, от которых не требуются высокие механические свойства.

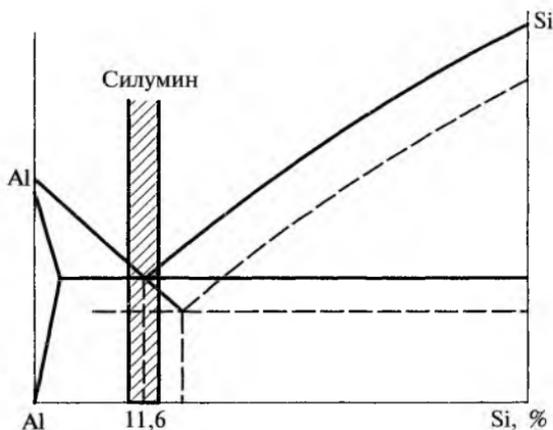


Рис. 10.4. Влияние модифицирования на условия кристаллизации сплавов системы Al—Si:

———— без модифицирования; - - - - с модифицированием

Силумины с добавками меди, магния и марганца обладают более высокими механическими свойствами. Для дальнейшего повышения механических свойств их подвергают термической обработке. Структура литейных сплавов более грубая и крупнозернистая, чем у деформируемых, поэтому для растворения избыточных фаз требуются более высокие температура закалки, и выдержка при этой температуре. Закалку проводят от температур 520...540 °С, старение при температурах 150...180 °С в течение 10...20 ч.

Прочность таких сплавов существенно выше, чем у сплава АЛ2. Так, предел прочности сплава АЛ4 после закалки от температуры 535 °С, старения при температуре 175 °С в течение 15 ч достигает 260 МПа.

10.3. Магниевые сплавы

Магний — легкий металл, его плотность 1,7 г/см³, температура плавления 651 °С. Чистый магний обладает малыми прочностью $\sigma_b = 120$ МПа и пластичностью $\delta = 8$ %.

Магний относительно устойчив против коррозии лишь в сухой среде, при повышении температуры легко окисляется и даже самовоспламеняется.

В промышленности используют сплавы магния с алюминием, цинком, марганцем и реже с титаном. Алюминий и цинк улучшают механические свойства, марганец повышает коррозионную стойкость, титан способствует измельчению зерна.

Диаграммы состояния магний — легирующий элемент и алюминий — легирующий элемент аналогичны (см. рис. 10.2). Поэтому магниевые сплавы так же, как и алюминиевые, делятся по технологическому принципу на *деформируемые* и *литейные*. Деформируемые магниевые сплавы маркируют буквами МА, литейные — МЛ.

Деформация магниевых сплавов осуществляется при температурах 250...400 °С. Упрочняющей термической обработке деформируемые магниевые сплавы не подвергают, их отжигают при температурах 340...400 °С в течение 3...12 ч.

Механические свойства *литейных сплавов* в большой степени зависят от величины зерна. Для измельчения зерна их перед разливкой модифицируют мелом, магнетитом, цирконием, хлорным железом. Отливки магниевых сплавов для снятия остаточных напряжений подвергают отжигу при температурах 200...250 °С. Упрочняющая термическая обработка литейных магниевых сплавов состоит из закалки от температуры 380 °С (МЛ4) или 415 °С (МЛ5), охлаждения на воздухе и последующего старения при температуре 175 °С в течение 15...16 ч. После такой обработки сплав МЛ5 получает предел прочности $\sigma_B = 220$ МПа при относительном удлинении $\delta = 5\%$. Магниевые сплавы применяют в авиационной и радиотехнической промышленности.

10.4. Титановые сплавы

Титан — металл серебристо-белого цвета, его плотность 4,5 г/см³, температура плавления 1668 °С. Титан имеет две аллотропические модификации: α -титан и β -титан. Температура превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ 882 °С. Титан обладает высокой коррозионной стойкостью в атмосфере, пресной и морской воде, ряде кислот. У него достаточно высокие технологические свойства, он хорошо куется и сваривается.

Свойства титана сильно зависят от чистоты. Газы — азот и кислород — повышают прочность титана, но наряду с водородом сильно снижают пластичность, т.е. делают его склонным к хрупкому разрушению. Углерод снижает горячую пластичность, обрабатываемость резанием, свариваемость.

Легирующие элементы, вводимые в титан, делятся на две группы по их влиянию на температуру ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращения.

Алюминий, кислород, азот повышают температуру ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращения. Их называют α -стабилизаторами. Хром, железо, марганец, молибден и ванадий, напротив, являются β -стабилизаторами, они понижают температуру ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращения. Если в чистом титане температура полиморфного превращения постоянна, в сплавах превращение происходит в интервале температур,

т.е. на диаграмме титан — легирующий элемент существует двух-фазная область. По структурному признаку титановые сплавы делят на три группы: α -сплавы, β -сплавы и $(\alpha+\beta)$ -сплавы.

Титановые α -сплавы (сплавы титана и алюминия, например состав сплава ВТ5: 4,3...6,2% Al, ост. Ti) малопластичны, не склонны к поглощению кислорода, поэтому не охрупчиваются при термической обработке.

Титановые β -сплавы (сплавы титана, алюминия, ванадия или молибдена, а также хрома — ВТ15, ВТ22) наиболее пластичны, но менее прочны; при температурах выше 700 °С легко поглощают кислород и азот.

Титановые $(\alpha+\beta)$ -сплавы (сплавы титана, алюминия и ванадия — ВТ6 или титана, алюминия и молибдена — ВТ8, ВТ14) хорошо куется, штампуется, поддаются термической обработке и обладают большей прочностью, чем однофазные.

Титановые сплавы технологичны при литье, пластическом деформировании, однако плохо обрабатываются резанием (см. подразд. 9.2.6).

Для снятия напряжений, возникающих при механической обработке, штамповке и т.п., детали из титановых сплавов подвергают отжигу в интервале температур 550...620 °С. Для снятия наклепа отжиг выполняют при более высокой температуре 700...800 °С.

Титановые сплавы обладают высокой прочностью 700...1200 МПа. Для повышения износостойкости сплавы подвергают азотированию при температурах 850...950 °С. Твердость азотированного слоя 1100...1200 НV.

10.5. Баббиты

Баббиты — это легкоплавкие подшипниковые сплавы, применяемые для вкладышей подшипников скольжения. Металл вкладыша должен обладать малым коэффициентом трения, достаточной износостойкостью и хорошей прирабатываемостью. Второе и третье требования противоречат друг другу, так как высокая износостойкость обеспечивается высокой твердостью, а прирабатываемость достигается при низкой. Оба эти требования удовлетворяются, если в структуре имеются твердая и мягкая фазы. В этом случае после непродолжительной работы (приработки) происходит износ мягкой фазы — основы, а на поверхность выступают твердые частицы, обеспечивающие износостойкость. При этом между валом и вкладышем образуются пустоты, в которых удерживается смазка.

В качестве баббитов используют сплавы систем Pb—Sb, Sn—Sb и др., а также сплавы на основе цинка, легированные алюминием и медью. В сплавах системы Pb—Sb роль мягкой фазы игра-

ет свинец (его твердость 3 НВ), а роль твердой — сурьма (30 НВ). Используют заэвтектические сплавы с содержанием 16...18 % сурьмы. В состав баббитов могут входить и некоторые легирующие элементы, например медь. Баббиты (не на цинковой основе) маркируются буквой Б и порядковым номером или дополнительной буквой (например, Б6, БН).

Цинковые сплавы обозначают буквами ЦАМ и цифрами, показывающими содержание алюминия и меди, например ЦАМ-10-5 (10 % Al, 5 % Cu, ост. Zn).

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие сплавы на основе меди называются латунями?
2. Как обозначаются латуни? Назовите марки деформируемых и литейных латуней.
3. Какие сплавы на основе меди называются бронзами?
4. Как обозначаются бронзы? Назовите марки оловянных, алюминиевых и бериллиевых бронз.
5. Назовите области применения латуней и бронз.
6. Перечислите отличительные признаки алюминиевых сплавов.
7. Какие алюминиевые сплавы являются деформируемыми и какие литейными?
8. Какие алюминиевые сплавы упрочняются термической обработкой? Каким методом упрочняются эти сплавы?
9. Назовите области применения алюминиевых сплавов.
10. Какими свойствами обладают магниевые сплавы?
11. Перечислите марки и области применения титановых сплавов.
12. Назовите марки и область применения баббитов.

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ И ПАЙКИ

11.1. Материалы для сварки

11.1.1. Сварка

Сварка — это технологический процесс получения неразъемных соединений за счет установления межатомных связей между материалом (материалами) соединяемых заготовок. По технологическому признаку различают сварку *с плавлением*, при этом к свариваемым заготовкам может прилагаться давление, и сварку *давлением*. При сварке давлением (трением, диффузионная в вакууме, точечная сварка и др.) плавления не происходит и специальные сварочные материалы не используются. Эти материалы применяют при сварке плавлением.

Наибольшее распространение в промышленности получили следующие виды сварки плавлением:

- *электродуговая сварка*, при которой плавление металла осуществляется электрической дугой с температурой свыше 5000 °С;
- *газовая сварка*, при которой плавление происходит за счет теплоты сгорания газов при температуре свыше 3000 °С;
- *электрошлаковая сварка*, при которой плавление происходит за счет высокой температуры (около 2000 °С) жидкого шлака.

Данные технологии реализуются с применением специальных сварочных материалов: *наплавочных материалов* (металлы), *флюсов* и *обмазок*. Эти материалы предназначены в первую очередь для изоляции сварочной ванны от атмосферы, кроме того, они могут способствовать устойчивому горению дуги, получению заданного состава и свойств наплавленного металла, а также формированию поверхности шва.

11.1.2. Материалы для сварки сталей

Материалы для электросварки. Основным наплавочным материалом при сварке сталей является специальная **сварочная проволока**. Ее применяют при автоматической электродуговой сварке под флюсом в качестве электрода (электрическая дуга возникает между проволокой и обрабатываемой заготовкой), когда дуга и сварочный шов защищены от атмосферы постоянно подающимся на образующий шов флюсом; при ручной сварке плавящимся элект-

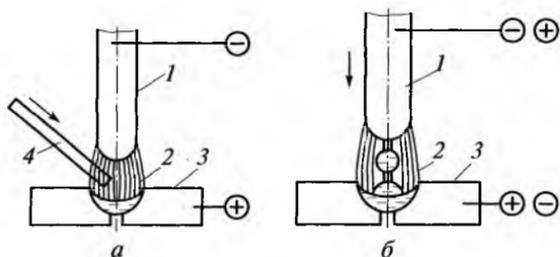


Рис. 11.1. Схемы электродуговой сварки плавящимся (а) и неплавящимся (б) электродом:

1 — электрод; 2 — дуга; 3 — основной металл; 4 — присадочная проволока

родом; в качестве наплавочного материала при сварке неплавящимся электродом (рис. 11.1).

Сварочную проволоку подразделяют на следующие группы:

- низкоуглеродистая — Св-08А и др.;
- легированная — Св-08ГС, Св-18ХМА, Св-10Х5М и др. с содержанием легирующих элементов 2... 10 %;
- высоколегированная — Св-10Х17Т, Св-06Х19Н10МЗТ с содержанием легирующих элементов более 10 %.

В маркировке проволоки буквы Св означают «сварочная», далее идет обозначение химического состава такое же, как у легированных сталей. Отличием сварочной проволоки является высокая чистота по вредным примесям, что предотвращает образование горячих трещин (см. подразд. 3.5). Сварочную проволоку поставляют диаметром от 0,2 до 12 мм в бунтах (мотках), а также намотанную на кассеты для автоматической и полуавтоматической сварки. Марку проволоки выбирают в зависимости от материала свариваемых заготовок (как правило, материал заготовок и проволоки совпадает); назначения детали: требований к прочности, коррозионной стойкости и т.д. Выпускается свыше 70 марок сварочной проволоки.

При ручной дуговой сварке применяют плавящиеся и неплавящиеся **электроды**. Плавящиеся электроды в процессе сварки плавятся и металл электрода попадает в сварной шов (рис. 11.1, а). Неплавящиеся электроды используют только для создания электрической дуги, которая плавит металл заготовки и наплавляемый материал (рис. 11.1, б).

Плавящиеся электроды — это металлические стержни длиной до 450 мм из сварочной проволоки, покрытые специальной обмазкой. Различают стабилизирующие, защитные и легирующие обмазки.

Металл электрода определяет его применение для сварки следующих металлов и сплавов:

- углеродистых и низколегированных конструкционных сталей с пределом прочности $\sigma_b < 600$ МПа;
- легированных конструкционных сталей с пределом прочности $\sigma_b > 600$ МПа;
- легированных жаропрочных сталей и сплавов;
- высоколегированных сталей с особыми свойствами;
- для наплавки сталями и сплавами с особыми свойствами.

Электроды первой и второй групп изготавливают из конструкционных сталей. Их обозначают буквой Э и цифрой, которая соответствует σ_b , т.е. предел прочности стали электрода Э-38 — 380 МПа. Для сварки указанных материалов применяют электроды марок от Э-38 до Э-150.

В обозначение электродов для сварки материалов остальных групп входит химический состав металла, например Э-12Х13, Э-10Х17Т, Э-09Мф и др.

По толщине покрытия d_3 , состоящего из обмазки, электроды подразделяют на следующие группы:

- М — с тонким покрытием, когда $D/d_3 < 1,2$, где D — диаметр электрода;
- С — со средним, когда $1,2 < D/d_3 < 1,45$;
- Д — с толстым, когда $1,45 < D/d_3 < 1,8$;
- Г — с особо толстым, когда $D/d_3 > 1,8$.

Тонкие покрытия являются стабилизирующими, они состоят из мела и связующего — жидкого стекла. Находящиеся в составе мела ионы кальция испаряются в плазме дуги, способствуя ее устойчивости. Средние и толстые покрытия помимо стабилизации дуги обеспечивают легирование металла шва и его защиту. Защита обеспечивается за счет того, что вокруг дуги создается защитная газовая среда, кроме того, по мере плавления электрода обмазка шлакуется и равномерно покрывает шов. Шлак также замедляет охлаждение шва, что уменьшает вероятность появления трещин.

Покрытия делятся:

- на кислые (А), они имеют шлаковую основу, состоящую из оксидов железа и марганца (Fe_2O_3 , MnO), полевого шпата (SiO_2), ферромарганца и других компонентов; их применяют для сварки углеродистых и низколегированных сталей с низким содержанием углерода;

- основные (Б) с составом: магнезит (MgCO_2), плавиковый шпат (CaF_2), ферросилиций, ферромарганец, ферротитан; их применяют для сварки всех конструкционных сталей, в том числе используемых для нагруженных конструкций;

- рутиловые (Р), их состав: рутиловый концентрат (TiO_2), полевой шпат (SiO_2), ферромарганец; их используют для сварки конструкционных сталей для нагруженных конструкций;

- целлюлозные (Ц), их состав: целлюлоза и другие органические вещества, в качестве шлакообразующего компонента исполь-

зуют полевой шпат; их применяют для сварки углеродистых и низколегированных сталей с низким содержанием углерода.

Покрытия прочих видов обозначаются буквой П, при наличии в покрытии железного порошка более 20 % в обозначение вводится буква Ж.

Неплавящиеся электроды предназначены только для возбуждения и поддержания горения дуги. Наибольшее распространение нашли вольфрамовые, угольные и графитовые электроды. Помимо электродов из чистого вольфрама (марки ЭВ) используют электроды из вольфрама с добавками 1,5...3,0 % оксидов редкоземельных металлов: тория (ЭВТ), лантана (ЭВЛ).

Диапазон диаметров вольфрамовых электродов — 0,2...12,0 мм; угольных и графитовых — 4...18 мм. Графитовые имеют лучшие свойства, чем угольные: более высокую электропроводность, устойчивость против окисления.

Помимо сварочной проволоки и электродов в качестве наплавочного материала используют *пустотелые порошковые проволоку* (ПП) и *ленту* (ПЛ), заполненные порошкообразным наполнителем, играющим ту же роль, что и обмазка электродов: защита металла и дуги, легирование материала шва. Металл проволоки и ленты — низкоуглеродистая сталь.

Сварочные флюсы не только изолируют зону сварки от атмосферы, в зависимости от состава флюса можно осуществлять легирование металла шва, а также формировать поверхность шва, образуя шлаковую корку разного состава и свойств.

По способу изготовления флюсы подразделяют на *плавленные* и *неплавленные (керамические)*. Первые получают плавлением компонентов в электропечах, вторые — по технологии порошковой металлургии.

Преимущества плавленных флюсов заключаются в их меньшей стоимости и технологичности: лучшее формирование сварочного шва; легкое отделение шлаковой корки — шлаки всплывают и покрывают шов, образуя корку. Достоинство керамических флюсов состоит в том, что через флюс можно осуществлять легирование металла шва в более широких пределах.

По назначению флюсы подразделяют на две группы: для сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей, легированных и высоколегированных сталей.

Основная функция флюсов первой группы — *раскисление шва*, для этого применяются плавленные высококремнистые марганцевые флюсы, потому что кремний и марганец — раскислители, они восстанавливают железо из его оксидов (см. подразд. 6.1). Флюсы изготавливают сплавлением марганцевой руды, кремнезема, плавикового шпата.

Флюсы для сварки легированных и высоколегированных сталей должны обеспечить минимальное окисление легирующих эле-

ментов в шве. Для этого применяют плавленные и керамические низкремнистые, бескремнистые и фторидные флюсы. Плавленные флюсы изготавливают из плавикового шпата, алюмосиликатов и алюминатов. Керамические флюсы состоят из мрамора, плавикового шпата, хлоридов щелочно-земельных металлов; в них также входят ферросплавы сильных раскислителей (кремния, титана, алюминия), кроме того, при необходимости — ферросплавы легирующих элементов и чистые металлы. Керамические флюсы изготавливают из порошковых компонентов, в качестве связующего используют жидкое стекло. Из полученной смеси получают гранулы, которые затем прокаливают.

Защитные газы — нейтральные (аргон, гелий) и углекислый (CO_2) газы обеспечивают лучшую защиту от кислорода воздуха, чем электроды с покрытием и флюсы. Газы подаются в зону сварки через специальные сопла.

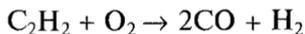
В среде углекислого газа производят сварку заготовок из углеродистых сталей, а также заварку дефектов в конструкциях из этих сталей. При такой сварке образуются оксиды железа, поэтому следует использовать сварочную проволоку с повышенным количеством раскислителей (марганца и кремния).

Сварка в среде инертных газов или их смеси применяется для металлов и сплавов с высокой химической активностью: титана, алюминия, магния, а также меди, коррозионно-стойких сталей.

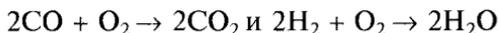
Материалы для газовой сварки. В качестве горючих газов используют ацетилен, водород и другие газы. Широкое применение в промышленности нашла *ацетиленовая сварка*. Ацетилен получают из карбида кальция при его реакции с водой:



Сгорание происходит согласно следующим реакциям:



и далее:



При равных количествах ацетилена и кислорода пламя является восстановительным, такой режим применяют для сварки сталей. Пламя с избытком ацетилена становится науглероживающим, а с избытком кислорода — окислительным, такие режимы применяют для сварки чугунов и некоторых цветных металлов.

Материалы для электрошлаковой сварки. При этой сварке осуществляется *бездуговой нагрев* за счет высокой температуры жидкого шлака. Шлак, состоящий из плавикового шпата CaF_2 , глинозема Al_2O_3 , оксида кальция CaO и небольшого количества примесей, обладает высоким электрическим сопротивлением. При прохождении через него электрического тока расплавленный шлак

нагревается до высоких температур. При этом расплавляется сварочная проволока и оплавляются кромки свариваемых заготовок. Сварочный металл заливает сварочную ванну, образуя сварной шов. При электрошлаковой сварке обеспечивается надежная защита сварного шва.

Основной особенностью электрошлаковой сварки в отличие от дуговой и газовой является то, что плавление происходит по всему сечению заготовки одновременно. Это позволяет сваривать заготовки большой толщины (до 400...500 мм).

11.1.3. Сварные конструкции

Стали. В промышленности широко применяют **сварные конструкции**: фермы мостов, подъемных кранов, различные каркасы, корпусные детали и т. п. Для их изготовления необходимо использовать стали с хорошей свариваемостью, которая оценивается склонностью к возникновению горячих и холодных трещин при сварке. Горячие трещины возникают в самом шве в момент его кристаллизации, когда металл находится в полутвердом состоянии (кристаллы + жидкость) и обладает малой прочностью. Углерод расширяет интервал кристаллизации и тем самым способствует образованию горячих трещин (см. подразд. 3.2). Углерод также повышает закаливаемость стали (см. подразд. 5.2) и, таким образом, склонность к образованию холодных трещин, которые возникают в результате мартенситного превращения (см. подразд. 3.2).

Поэтому содержание углерода в сталях для сварных конструкций не превышает 0,22...0,25%. Углеродистые стали с таким низким содержанием углерода имеют невысокие механические свойства ($\sigma_r \leq 240$ МПа). Большой предел текучести у легированных сталей. Наиболее эффективно применение сталей, легированных марганцем и кремнием, потому что именно эти элементы наиболее эффективно упрочняют феррит (см. рис. 6.2, а), кроме того, они не являются дефицитными и дорогими.

В промышленности широко используют следующие стали: 19Г, 09Г2, 14Г2, 16ГС, 15ГФ и 15ХСНД. Применение низколегированных сталей вместо углеродистых позволяет повысить предел текучести до 350...400 МПа и, таким образом, снизить металлоемкость сварных конструкций на 15...30%.

Структура сварного соединения. Структура сварного шва и прилегающей к нему зоны, испытывающей тепловое воздействие (зона теплового воздействия — ЗТВ), отличается от структуры основного металла заготовок. Рассмотрим структуру сварного соединения на примере низкоуглеродистой стали (рис. 11.2).

Образование структуры различных участков сварного соединения (рис. 11.2, а) определяется термическими циклами, т. е. изменением температуры этих участков во времени (рис. 11.2, б).

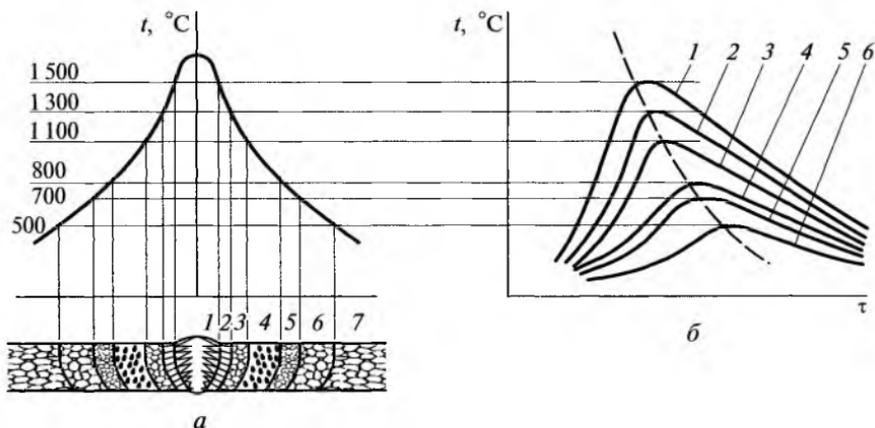


Рис. 11.2. Структура (а), термические циклы (б) сварного шва и зоны теплового воздействия:

1 — сварной шов (зона расплавленного металла); 2 — зона частичного плавления; 3 — зона перегрева основного металла; 4 — зона перекристаллизации; 5 — зона неполной перекристаллизации; 6 — зона возможной рекристаллизации; 7 — зона перехода от ЗТВ к основному металлу

Участок 1 — *сварной шов*, здесь температура металла выше линии ликвидус (см. рис. 11.2, а) — это *зона расплавленного металла*. После затвердевания металл имеет литую структуру, состоящую из грубых столбчатых кристаллов. Для металла этой зоны характерны и низкая прочность, и низкая пластичность.

К сварному шву прилегает ЗТВ, ее ширина меняется в интервале 6...25 мм в зависимости от способа сварки. По мере удаления от сварного шва температура снижается, поэтому различные участки ЗТВ имеют разную структуру.

Участок 2 — *зона частичного плавления*, где температура металла ниже линии ликвидус, но выше линии солидус. Структура металла характеризуется весьма крупным зерном, кроме того, для этого участка характерна повышенная концентрация примесей. Прочность металла весьма низкая — это самое слабое место сварных соединений.

Участок 3 — это *зона значительного перегрева основного металла* (температура 1100...1300 °С), характеризуется крупным зерном и, следовательно, пониженной пластичностью и вязкостью.

Участок 4 — *зона перекристаллизации с температурой 800...1100 °С*. От этих температур выполняется нормализация низкоуглеродистых сталей. Металл этой зоны претерпевает перекристаллизацию ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-превращение, что определяет измельчение зерна основного металла. Эта зона обладает повышенными прочностью и пластичностью.

Участок 5 — зона неполной перекристаллизации (температура 700... 800 °С), характеризующаяся неоднородным строением — наличием и мелких, и крупных зерен. Механические свойства металла ниже, чем на участке 4 в зоне перекристаллизации.

Участок 6 (температура 500... 700 °С) — при этих температурах выполняют рекристаллизационный отжиг (см. подразд. 2.7). В том случае, если сталь подвергалась холодной пластической деформации, произойдет разупрочнение металла этой зоны.

Участок 7 — зона перехода от ЗТВ к основному металлу (температура ниже 500 °С, т. е. ниже A_{c1}). Возможно протекание процессов старения и снижения пластичности.

Структуры реальных участков ЗТВ могут отличаться от рассмотренных. Так, например, в зонах с температурой выше A_{c3} среднеуглеродистые легированные стали получают структуру мартенсита, а в зоне с температурой в интервале $A_{c1}—A_{c3}$ — структуру мартенсита, бейнита и феррита.

Термическая обработка сварных деталей. Фазовые превращения, происходящие в стали, обуславливают возникновение в ЗТВ остаточных сварочных напряжений. Кроме того, некоторые участки этой зоны характеризуются крупнозернистым строением. Таким образом, назначение термической обработки сварных заготовок — снижение или устранение остаточных напряжений и улучшение структуры свойств металла в ЗТВ.

Первая задача решается путем отпуска при температурах 620... 700 °С. Для улучшения структуры проводят нормализацию (для доэвтектоидных сталей — нагрев выше A_{c3} с последующим охлаждением на воздухе). Применение той или иной термической обработки зависит от марки стали, конструкции детали, ее назначения. Для деталей малых габаритов, не испытывающих нагрузок при эксплуатации, термическая обработка необязательна.

11.1.4. Материалы для сварки чугуна и цветных металлов

Сварка чугуна. При газовой сварке *чугуна* в качестве наплавочного материала используют чугунные стержни диаметром 6... 12 мм. Химический состав прутков: 3,0... 3,6 % С; 3,0... 3,5 % Si; 0,5... 0,8 % Mn; 0,08 % S; 0,2... 0,5 % P; ост. Fe. Флюс, состоящий из равных долей буры ($Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$) и кальцинированной соды, наносят погружением нагретого прутка в порошок, кроме того, периодически подсыпают в сварочную ванну. Сварку ведут науглероживающ и м пла м е н е м. Это компенсирует выгорание углерода при сварке.

Электродуговая сварка выполняется при ремонтных работах. Для стабилизации дуги применяют стальные электроды с меловым покрытием.

Сварка цветных металлов. Для сварки меди и сплавов на ее основе используют газовую и дуговую сварку; для алюминия и его сплавов — дуговую.

При газовой сварке *меди и медных сплавов* в качестве наплавочных материалов используют для меди чистую медь; для латуней и бронз — латуни и бронзы того же или близкого состава, содержащие раскислители (кремний и фосфор).

Флюс для этих материалов — смесь буры и борной кислоты (H_3BO_3) в равных долях. При сварке латуней используют окислительное пламя для получения оксидной пленки, предотвращающей выгорание цинка; при сварке меди и бронз — нейтральное пламя.

При электродуговой сварке применяют неплавящиеся (графитовые) и плавящиеся электроды. В качестве наплавляемого металла при сварке бронз используют бронзы марок БрОФ9-0,3 или БрКМц3-1; флюс — смесь буры (94...96 %) и металлического магния (6...4 %). При сварке латуней наплавляемый материал — латуни ЛК80-3 и ЛК62-0,5; флюс — смесь хлорида калия (50 %); криолита (35 %); хлорида натрия (12,5 %); древесного угля (2,5 %).

Для сварки *алюминия* используют неплавящиеся (графитовые) и плавящиеся электроды. В качестве наплавочного материала применяют сплав АК5 (95 % Al, 5 % Cu); состав флюса: 28 % NaCl; 50 % KCl; 14 % LiCl; 8 % NaFCl.

11.2. Материалы для пайки металлов

11.2.1. Пайка металлов

Пайка — это соединение материалов с помощью припоя, который, находясь в жидком состоянии, смачивает соединяемые материалы, а затем в результате кристаллизации (затвердевания) образует неразъемное соединение. При пайке температура нагрева соединяемых материалов ниже температур их плавления, т. е. они находятся в твердом состоянии (в отличие от сварки).

Основные материалы, применяемые при пайке металлов, — это припой, вспомогательные материалы — флюсы.

Припой — это материал для пайки или лужения с температурой плавления ниже, чем у паяемых материалов.

Флюсы защищают от окисления соединяемые металлы и припой в процессе пайки, они не входят в состав образующегося паяного соединения.

Припой и флюсы обязательно должны обладать *смачиваемостью* по отношению к соединяемым материалам, т. е. способностью растекаться по поверхности металла, а не собираться в виде капли, как ртуть на поверхности стекла. Смачиваемость характе-

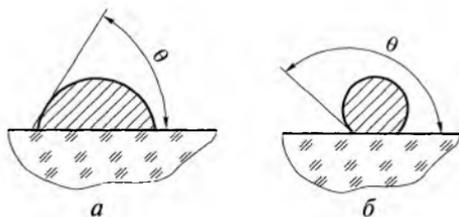


Рис. 11.3. Смачиваемость металла припоем:

a — припой смачивает металл ($\theta < 90^\circ$); *б* — припой не смачивает металл ($\theta > 90^\circ$)

ризируют *краевым углом смачивания*. Это угол θ между плоскостью основного металла, на котором находится капля жидкости, и касательной к капле в месте ее контакта с плоскостью основного металла (рис. 11.3). При $\theta \geq 90^\circ$ смачивание происходит, при $180^\circ \geq \theta \geq 90^\circ$ смачивания нет.

Различают низко- и высокотемпературную пайку, граничная температура между ними — 450°C . Такое деление обосновано тем, что материалы и технологическое оснащение для низко- и высокотемпературной пайки существенно различаются.

11.2.2. Припой

Общие сведения. Важнейшей характеристикой припоя является *температура плавления* $t_{\text{пл}}$. По этому признаку припои разделяют на следующие виды:

Виды припоев	Температура плавления, $^\circ\text{C}$
Особолегкоплавкие	$t_{\text{пл}} \leq 145$
Легкоплавкие	$145 < t_{\text{пл}} \leq 450$
Среднеплавкие	$450 < t_{\text{пл}} \leq 1100$
Высокоплавкие	$1100 < t_{\text{пл}} \leq 1850$
Тугоплавкие	$t_{\text{пл}} > 1850$

Особолегкоплавкие и легкоплавкие припои. Восемь легкоплавких металлов: ртуть ($t_{\text{пл}} = 38,87^\circ\text{C}$), галлий ($t_{\text{пл}} = 29,78^\circ\text{C}$), индий ($t_{\text{пл}} = 156,4^\circ\text{C}$), олово ($t_{\text{пл}} = 231,9^\circ\text{C}$), висмут ($t_{\text{пл}} = 271,3^\circ\text{C}$), свинец ($t_{\text{пл}} = 327^\circ\text{C}$), кадмий ($t_{\text{пл}} = 321^\circ\text{C}$), цинк ($t_{\text{пл}} = 419^\circ\text{C}$) — дают возможность получать весьма большое количество припоев в интервалах температур $39 \dots 145^\circ\text{C}$ и $145 \dots 450^\circ\text{C}$.

Особолегкоплавкие припои с температурой ликвидус $39 \dots 145^\circ\text{C}$ применяют в тех случаях, когда опасен перегрев паяемого металла или деталей, не подвергаемых пайке, но испытывающих нагрев.

Галлиевые припои. Низкая температура плавления и хорошая смачивающая способность галлия определила его использование в качестве основного компонента многих припоев. В качестве ле-

гирующих элементов галлиевых припоев используют магний, титан, никель, медь, а также благородные металлы: золото и серебро. Так, состав припоя Г7: 16,6 % In, 7,2 % Sn, 22 % Cu, 4 % Ag, ост. Ga; припоя Г17: 13,8 % In, 6,0 % Sn, 50 % Ag, ост. Ga.

При нагреве на воздухе выше температуры 400 °С галлиевые припой интенсивно окисляются и превращаются в темную порошкообразную массу. Поэтому пайку при более высоких температурах необходимо проводить в вакууме.

Припой с висмутом. В качестве припоев используют не чистый висмут, а сплавы на его основе, в которые вводят легирующие элементы: свинец, олово, кадмий и др. (табл. 11.1). Типичным припоем с висмутом является широко известный сплав Вуда.

Для припоев, богатых висмутом, характерно увеличение объема при переходе из жидкого состояния в твердое, а также при охлаждении после затвердевания. Это обеспечивает отсутствие течей, поэтому их используют при изготовлении емкостей для жидкостей. Припой с висмутом плохо смачивают стали, их применяют для пайки меди.

Индиевые припой. Эти припой, помимо индия, могут содержать олово, свинец, а также серебро. Благодаря высокой смачивающей способности индия по отношению к металлам и неметаллическим материалам припой используют для пайки полупроводников, стекла, пластмассы.

Так в электронной промышленности применяют припой с 5 % серебра. Припой, содержащий 45 % Sn, 26 % Pb, ост. In, обладает низким электрическим сопротивлением, поэтому его используют при монтаже ЭВМ, пайке печатных плат.

Оловянные и оловянно-свинцовые припой. Температура ликвидус олова и сплавов на его основе находится в пределах 145... 250 °С. Это легкоплавкие припой. Свойства оловянных припоев определяются полиморфизмом олова. При температуре 13,2 °С происходит превращение белого олова плотностью 7,28 г/см³, имеющего

Таблица 11.1

Припой с высоким содержанием висмута

Припой	Химический состав, % мас.				Температура плавления, °С
	Bi	Pb	Sn	Cd	
Сплав Вуда	50	25	12,5	12,5	60,5
Сплав Розе	50	25	25	—	94
Сплав Д'Арсенваля	45,3	45,1	9,6	—	79
Сплав Липовица	50	26,67	13,33	10	—
ПОСВ33	33,3	33,4	33,3	—	130

Физико-механические свойства легкоплавких припоев

Припой	Сопротивле- ние разрыву, МПа	Температура, °С		Плотность, г/см ³	ρ, МОм·м
		солидус	ликвидус		
ПОС-61	42	183	190	8,5	0,139
ПОСК50-18	39	142	145	8,8	0,139
ПОС40	37	183	238	9,3	0,159

Примечание. ρ — удельное электрическое сопротивление.

тетрагональную кристаллическую решетку, в серое олово плотностью 5,82 г/см³ с кубической решеткой. Это превращение происходит с выделением теплоты, большим изменением объема, что вызывает разрушение и образование серого порошка (оловянная чума).

В оловянно-свинцовых припоях оловянной чумы не наблюдалось. Температура рекристаллизации этих припоев близка 20 °С. Это означает, что припой не наклепываются, т.е. под нагрузкой возможно явление ползучести, поэтому их используют для соединений, не испытывающих механических нагрузок, например для пайки электронной техники. Свойства припоев приведены в табл. 11.2.

Свинцовые припои. Это легкоплавкие припои с температурой ликвидус 276...380 °С. Чистый свинец пригоден для пайки многих металлов: меди, железа, никеля, кобальта и сплавов на их основе. Однако свинец склонен к ползучести при комнатных температурах ($T_p = -33$ °С). Легирование свинцового припоя сурьмой, серебром, цинком, кадмием позволяет не только предотвратить ползучесть, но и повысить прочность припоя.

Легкоплавкие припои на основе свинца и кадмия обеспечивают повышенную коррозионную стойкость паяных соединений алюминиевых сплавов.

Для пайки стекла с металлом применяют свинцовый припой, легированный сурьмой и цинком (5 % Sb, 3 % Zn). Температурные коэффициенты линейного расширения припоя и стекла близки по значениям.

Кадмиевые припои. Кадмиевые припои относятся к легкоплавким (температура ликвидус 285...380 °С). Основными легирующими компонентами кадмиевых припоев являются серебро и цинк (табл. 11.3). Предел прочности этих припоев выше, чем у припоев на основе свинца и олова — $\sigma_b \geq 110...200$ МПа.

Припои К1, К3, ПСр3Кд обеспечивают теплостойкость медных паяных соединений до температуры 250 °С, припой ПСр8КЦН — до 300 °С. Припой Cd — 5 % Ag используют для пайки композитов

Состав и свойства кадмиевых припоев

Припой	Состав припоя, %				Температура, °С	
	Cd	Ag	Zn	Другие элементы	ликвидус	солидус
К1	96,7...94,8	2,5...3,5	0,8...1,7	—	325	300
К3	97,45...96,45	2,5...3,5	—	0,05 Mg	330	320
ПСр3Кд	97...95	2,3...3,5	0,5...1,5	0,05...0,1 Mg	325	—
ПСр8КЦН	84	8	6	2 Ni	380	330

с алюминиевой матрицей. Припой Cd — 25 % Sn, имеющий малое сопротивление, применяют при пайке печатных плат.

Цинковые припои. Температура плавления цинка (419 °С) выше, чем у других легкоплавких металлов. Цинк обладает невысокой пластичностью и прочностью, плохой способностью к растеканию и затеканию в зазор из-за высокой температуры плавления. Цинковые припои легируют алюминием, кадмием, медью, чтобы понизить температуру плавления и повысить прочность и пластичность. Максимальная прочность припоев Zn — Sn достигается при содержании 20...30 % олова. Припой Zn — 7 % Cu обладает весьма высокой пластичностью, он прокатывается в фольгу толщиной 100 мкм.

Цинковые припои применяют для пайки алюминиевых сплавов, обеспечивая коррозионную стойкость и достаточно высокую прочность паяных соединений. Цинковые припои с кадмием используют для пайки оцинкованного железа.

Среднеплавкие и высокоплавкие припои. Эти припои используют в тех случаях, когда изделие при эксплуатации может нагреваться до температур, превышающих температуры пайки легкоплавких припоев, кроме того, прочность этих припоев значительно выше, чем у легкоплавких.

Алюминиевые припои относятся к среднеплавким (температура плавления 440...590 °С). Наиболее широкое применение получил силумин, сплав системы Al — Si эвтектического состава, содержащий 11,7 % кремния с температурой плавления 577 °С (см. подразд. 10.2) и сплавы на его основе. Эти припои обладают хорошей жидкотекучестью и коррозионной стойкостью. Алюминиевые припои могут быть легированы магнием, цинком, медью, марганцем и др.

Серебряные припои. В качестве припоев используют сплавы серебра с медью, оловом и другими легирующими элементами.

Сплавы системы серебро — медь с температурой плавления 780...950 °С (табл. 11.4) обладают высокой пластичностью, отли-

Состав и свойства припоев системы серебро — медь

Припой	Состав, %		Температура, °С		Плотность, г/см ³
	Ag	Cu	ликвидус	пайки	
ПСр92	92,5	7,3 (0,2 % Li)	890	900...930	9,9
ПСр72	72	28	778	780...900	9,9
ПСр71	67	33	645	825...840	9,8
ПСр50	50	50	850	850...950	9,3

чаются низким удельным электрическим сопротивлением, обеспечивают вакуумную плотность, поэтому их используют для пайки вакуумной аппаратуры. Припой, содержащий 72 % серебра, 28 % меди, обладает высокой теплопроводностью; его применяют для соединения разнородных металлов с различной теплопроводностью, а также при соединении деталей с большой разностенностью. Прочность припоев системы Ag—Cu, легированных цинком, достигает до 300 МПа.

Припои системы серебро — медь, легированные оловом, имеют пониженные температуры плавления 690... 800 °С и обладают коррозионной стойкостью в атмосфере, содержащей H₂S, SO₄, а также морской воде.

11.2.3. Флюсы

На поверхности металла при его взаимодействии со средой, а также с различными жирами, красками и т.п. образуются адсорбированные слои, оксиды. Они плохо или вообще не смачиваются припоем, поэтому должны быть удалены с паяемой поверхности. Кроме того, при нагреве уже очищенная поверхность может окисляться. **Флюсы** служат для очистки поверхности перед пайкой и ее защиты при пайке.

Температура плавления флюса должна быть на 100... 150 °С ниже температуры плавления припоя. Флюс не должен растворяться в припое и образовывать с ним химических соединений, он должен хорошо смачивать паяемые поверхности. По температуре применения различают флюсы для низкотемпературной и высокотемпературной пайки, температура их применения соответственно ниже и выше 450 °С.

Для устранения пленки с поверхности металлов (ее растворения) флюсы должны обладать химической активностью.

Для *низкотемпературной пайки* сталей, меди и ее сплавов в качестве флюса широко используют канифоль. Главной состав-

ной частью канифоли является абиетиновая кислота $C_{20}H_{30}O_2$, плавящаяся при $173^\circ C$. Расплавленная канифоль растворяет оксиды, очищая поверхность, а также защищает паяный шов от коррозии. На основе канифоли разработан ряд флюсов: КЭ (30 % канифоли, 70 % этилового спирта), ЛК2 (1 % хлорида аммония, 3 % хлорида цинка, 30 % канифоли, 66 % этилового спирта) и др. Для низкотемпературной пайки алюминия применяют фторидно-боратные флюсы (Ф59А, Ф61А).

Для *высокотемпературной пайки* медных сплавов и сталей применяют буру $Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$, борную кислоту H_3BO_3 . Для высокотемпературной пайки алюминия применяют флюсы, содержащие хлориды калия, натрия, лития, цинка с добавками фторидов. Например, состав флюса Ф34А: 54...56 % KCl; 29...30 % LiCl; 8...12 % $ZnCl_2$; 9...11 % NaF.

11.2.4. Термическая обработка паяных деталей

При необходимости закалки паяных деталей следует выбирать припой, температура плавления которого выше температуры закалки стали.

Рассмотрим типичный случай закалки паяного изделия — режущего инструмента с напаянными твердосплавными пластинками. Закалка инструмента может быть совмещена с пайкой. Инструмент подстуживают до температуры закалки стали, а затем охлаждают в соответствующей среде для получения структуры мартенсита, при этом остаточные напряжения в твердом сплаве — отрицательные (сжатия). Инструмент с корпусами из сталей 45 и 50 охлаждают в воде, из сталей 40Х, 9ХС, 35ХГСА — в масле. Стали 5ХН, 18Х2Н4ВА, 20ХГНМ закалывают с охлаждением на воздухе (воздушнозакаливающиеся стали), однако корпуса больших сечений (свыше 40...50 мм) следует охлаждать в подогретом масле.

В том случае, если нагрев осуществляется в агрегатах, включающих нагревающее (печи) и охлаждающее оборудование, осуществляется закалка всего корпуса. Такая технология характерна для массового производства. При пайке на установках ТВЧ, весьма распространенной в промышленности, закалки всего корпуса не происходит. Закаливается только посадочное гнездо, в которое устанавливается твердосплавная пластина, и прилегающая к нему зона. Если необходимо упрочнение всего корпуса, закалку инструмента осуществляют после пайки.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие виды сварки плавлением вы знаете?
2. Назовите особенности электродуговой, газовой и электрошлаковой сварки.

3. Что такое наплавочный материал?
4. Что такое сварочная проволока, электроды?
5. Зачем используют обмазки электродов и флюсы?
6. Что такое зона теплового воздействия? Как меняется структура металла в зоне теплового воздействия?
7. Какой термической обработке подвергают сварные детали?
8. Какие наплавочные материалы используют при сварке чугуна и цветных металлов?
9. Что такое пайка? Назовите основные и вспомогательные материалы при пайке.
10. Зачем при пайке используют флюсы?
11. Как разделяются припой и флюсы в зависимости от температуры применения?
12. Как выбрать припой для деталей, упрочняемых после пайки закалкой?

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

12.1. Материалы на основе полимеров

12.1.1. Строение и свойства полимеров

Общие сведения. *Полимеры* — высокомолекулярные вещества с очень большой молекулярной массой $10^5 \dots 10^7$ а. е. м. Основа структуры полимеров — *макромолекулы*, которые построены из многократно повторяющихся звеньев — *мономеров*. В качестве примера приведем полиэтилен. Мономером полиэтилена является молекула этилена C_2H_4 . При соединении множества мономеров в молекулярную цепь образуется *полимер* — полиэтилен, его структурная формула: $[-CH_2-CH_2-]_n$, где n — количество элементарных звеньев-мономеров, знак «—» означает активную связь. Мономер полиэтилена имеет две активные связи. По свойствам полимеры резко отличаются от мономеров. Так, этилен в отличие от полиэтилена — газ.

Структура макромолекул полимера может быть линейной, разветвленной, пространственной (рис. 12.1); встречаются и другие виды. Истинная длина вытянутой молекулы весьма велика, но из-за наличия витков и петель расстояние между концами молекулы значительно меньше. Так, например, молекула полистирола, состоящая из 5000 звеньев, имеет длину 122 мкм, для сравнения период решетки α -железа равен 0,286 нм. Мономеры в макромолекуле связаны между собой *сильной ковалентной связью*.

У полимеров с линейной и разветвленной структурой связь между макромолекулами обусловлена только *силами Ван-дер-Ваальса* и, таким образом, достаточно слабая (см. подразд. 1.5). Поэтому при повышении температуры такие полимеры легко раз-

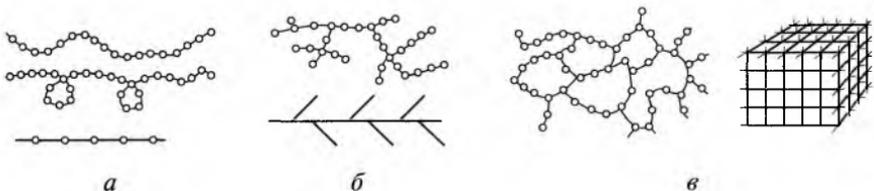


Рис. 12.1. Различные типы структур полимеров:
 а — линейная; б — разветвленная; в — пространственная

мягчаются, становятся пластичными. Это *термопластичные* полимеры — **термопласты**. После охлаждения они вновь затвердевают, приобретая первоначальные свойства. Никаких необратимых химических превращений в процессе нагрева и охлаждения термопласты не претерпевают.

Полимеры с пространственно замкнутой (сетчатой) структурой образованы мономерами, имеющими более двух активных связей, в этом случае и макромолекулы соединены сильными *ковалентными связями* (см. подразд. 1.3). На первой стадии образования такие полимеры получают линейную структуру. Пространственная структура образуется на второй стадии в процессе *отверждения* под воздействием температуры, давления, отвердителей вследствие необратимых химических реакций, вызывающих возникновение связей (сшивание) между ранее разобщенными макромолекулами. Такие полимеры называются *термореактивными* или **реактопластами**. Отвержденное состояние полимеров является термостабильным. В зависимости от количества связей между макромолекулами различают *густосетчатые* (с большим количеством связей) и *редкосетчатые* (с малым количеством связей) реактопласты.

Термопласты при нагреве сначала размягчаются, а затем образуют высоковязкие жидкости. Густосетчатые реактопласты практически не размягчаются и не изменяют своих свойств при нагреве до температуры термического разложения (температуры деструкции T_d), они практически нерастворимы в растворителях. Редкосетчатые реактопласты размягчаются при нагреве и набухают в растворителях.

Структура полимеров. Структура *линейных* и *разветвленных полимеров* может быть **кристаллической** (с правильным, регулярным расположением макромолекул) или **аморфной**.

Линейные неразветвленные макромолекулы могут плотно упаковываться в пачки, формируя кристаллическую структуру. Эти пачки в виде пластин образуют кристаллы пластинчатой или округлой формы — *сферолиты* (рис. 12.2). Кроме того, линейные и разветвленные макромолекулы способны образовывать глобулы — свернутые клубки макромолекул, которые в случае близких диаметров могут быть уложены в кристаллические решетки. Полимеры с *пространственной структурой* всегда имеют аморфную структуру.

Для получения кристаллической структуры полимера к растущему кристаллу должна присоединиться целая пачка макромолекул, а не атом или группа атомов, что характерно для кристаллизации металлов. Поскольку подвижность таких пачек мала, скорость кристаллизации у полимера значительно ниже, чем у металла, и полимеры в отличие от металлов легко приобретают аморфное строение. Добиться полностью кристаллической структуры полимеров не удастся. Отношение массы полимера, находя-

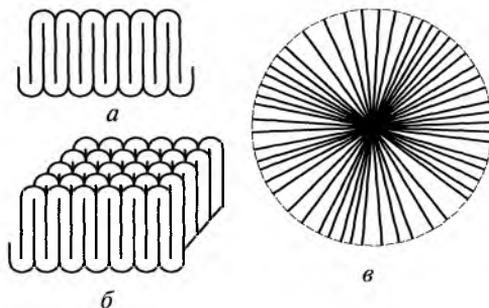


Рис. 12.2. Кристаллическая структура полимеров:
 а — лента; б — пластина, составленная из лент; в — сферолит

щегося в кристаллическом состоянии, к общей массе называется *степенью кристалличности*, которая может меняться от 0 до 80 %. В аморфных областях, окружающих кристаллы, молекулы расположены неупорядоченно.

В зависимости от температуры аморфная фаза может находиться в одном из следующих состояний: стеклообразном, высокоэластичном или вязкотекучем.

Стеклообразное состояние характеризуется только *колебательным движением атомов* около положения равновесия; движения звеньев (мономеров) и перемещения макромолекул не происходит. В таком состоянии полимер находится до определенной температуры, называемой *температурой стеклования T_c* . После приложения нагрузки к полимеру, находящемуся в стеклообразном состоянии, возникают только упругие деформации ϵ малой величины (2... 5 %).

При повышении температуры выше T_c полимеры переходят в **высокоэластичное состояние**, которое характеризуется способностью материала к большим обратимым изменениям формы при малых нагрузках. Величина упругих деформаций в таком состоянии достигает 1000 %. Это связано с тем, что в результате теплового движения происходят *колебательные перемещения* звеньев — мономеров. Макромолекулы скручены, имеют витки, петли. Под нагрузкой они приобретают способность изгибаться, распрямляться, т. е. увеличивать длину. После снятия нагрузки полимер восстанавливает первоначальную форму. Высокоэластичное состояние полимеров, получаемое при нагреве выше температуры стеклования, сохраняется до *температуры текучести T_f* . Это означает, что в высокоэластичном состоянии полимер находится в интервале температур $T_c - T_f$.

При достижении температуры текучести полимеры переходят в **вязкотекучее состояние**. При этом взаимную подвижность по-

лучают целые *макромолекулы*. Они смещаются друг относительно друга не одновременно, а постепенно, поэтому полимер переходит не в жидкое, а в вязкотекучее состояние.

Все три состояния аморфной фазы могут существовать только у линейных и разветвленных полимеров, т.е. не имеющих сильных пространственных связей.

Густосетчатые полимеры могут находиться только в стеклообразном состоянии; редкосетчатые — в стеклообразном и высокоэластичном, но не вязкотекучем состоянии, так как относительное движение макромолекул невозможно из-за наличия связей между ними.

Свойства полимеров. Названные характерные температуры T_d , T_c и T_T имеют практическое значение. Предельной рабочей температурой термопластичных полимеров является температура стеклования T_c . Выше этой температуры полимер течет под нагрузкой. Высокоэластичное состояние (в интервале $T_c—T_T$) в качестве рабочего характерно только для резины, являющейся редкосетчатым реактопластом (см. подразд. 12.1.3).

Термореактивные пластмассы могут быть использованы вплоть до температуры деструкции T_d .

При температурах выше температуры текучести, но ниже температуры деструкции (в интервале $T_T—T_d$), когда полимер «течет», осуществляют формообразующие операции (прессование, протягивание профилей, пленок и т.д.) — полимерам придают необходимую форму, т.е. изготавливают детали или полуфабрикаты.

Особенностью полимеров является то, что в них проходят процессы *релаксации*. Релаксация в полимерах наблюдается как при приложении к ним постоянного напряжения σ_{const} , так и при деформации на определенную величину ϵ_{const} .

В первом случае (σ_{const}) наблюдается процесс *ползучести* — изменение размеров при постоянной нагрузке.

При постоянной деформации (ϵ_{const}) напряжения релаксируют (уменьшаются), их величина постепенно снижается до равновесных значений. Таким образом, если к детали из полимера приложить напряжения, меньшие предела текучести (т.е. находящиеся в области упругих деформаций), зафиксировать ее в таком положении на некоторое время, то после снятия нагрузки размеры детали не вернуться к исходным. Это связано с тем, что часть упругой деформации перешла в пластическую.

Длительность релаксационных процессов зависит от температуры. При температурах ниже T_c они протекают медленно — от $10^5 \dots 10^7$ с до нескольких лет, — т.е. практически незаметны. При повышении температуры выше T_c время прохождения процессов сокращается до $10^{-4} \dots 10^4$ с (от долей секунды до нескольких часов). В этом случае релаксация оказывает заметное влияние на размеры изделий и свойства полимеров.

Полимеры подвержены *старению*, т.е. самопроизвольному и необратимому изменению свойств вследствие разрушения связей в цепях макромолекул. Это связано со сложными реакциями образования свободных радикалов или ионов, вызывающими либо деструкцию (размягчение, выделение летучих веществ), либо структурирование (повышение твердости, хрупкости, потерю эластичности). Процессы старения развиваются в результате действия кислорода, озона, света, температуры; наиболее типично — под действием кислорода воздуха. Процессы старения ускоряются с приложением напряжений.

При высоких температурах (200...500 °С) происходит термическое разложение (деструкция) полимеров — испарение летучих веществ, причем не только с поверхности, но и во всем объеме.

Для замедления процессов старения в полимеры добавляют стабилизаторы (различные органические или неорганические вещества). Так, например, введение в состав полиэтилена 2...3% сажи замедляет процессы старения примерно в 30 раз, при этом срок службы повышается до 5 лет и более.

12.1.2. Пластические массы

Состав и классификация пластических масс. *Пластические массы (пластмассы)* — это искусственные материалы, основой которых, т.е. связующим веществом, являются *полимеры*. При нагреве пластмассы размягчаются, становятся пластичными. В таком состоянии под давлением им придают необходимую форму, сохраняющуюся после охлаждения.

В том случае, если связующим является термопластичный полимер, переход отформованной массы в твердое состояние совершается при охлаждении. Если связующее — терморезактивный полимер, отверждение происходит при нагреве. Таким образом, пластмассы так же, как и полимеры, делятся на две группы: *термопластичные* и *терморезактивные*.

Пластмассы могут быть одно- или многокомпонентными. Состав *однокомпонентных* представлен только полимером. В состав *многокомпонентных* пластмасс помимо связующего могут входить наполнители, пластификаторы, отвердители, красители.

Наполнители повышают механические свойства, снижают усадку при прессовании и придают материалу специальные свойства. Это инертные к полимеру органические или неорганические вещества.

По виду наполнителя пластмассы делят:

- на *порошковые*, в качестве наполнителя используются древесная мука, графит, тальк и др.;
- *волокниты* с наполнителем в виде волокна (очесы хлопка и льна), в том числе стекло- и асбоволокниты (стеклянное и асбестовое волокно);

• *слоистые* с листовым наполнителем: гетинакс (бумага), текстолит (ткань хлопчатобумажная), асбо- и стеклотекстолиты (стеклянная ткань и асбест);

• *газонаполненные* — пено- и поропласты, в качестве наполнителя используют воздух или нейтральные газы.

Пластификаторы повышают эластичность, морозо- и огнестойкость; облегчают прессование. В качестве пластификаторов используют олеиновую кислоту, стеарин.

Отвердители — это оксиды некоторых металлов и уротропин, которые способствуют отверждению терморезактивных пластмасс.

Красители и пигменты придают пластмассам определенную окраску.

Термопластичные пластмассы. Основа термопластичных пластмасс — *полимеры с линейной или разветвленной структурой*. Температура эксплуатации наиболее распространенных термопластов не превышает 60...200 °С, потому что при более высоких температурах начинается резкое снижение свойств. При длительном нагружении вследствие релаксационных процессов происходит изменение размеров. Большой прочностью и жесткостью обладают кристаллические полимеры. Рассмотрим свойства некоторых широко применяемых пластических масс.

Полиэтилен (ПЭ) ($-\text{CH}_2-\text{CH}_2-$) $_n$. Полиэтилены высокого (ПЭВД) и низкого (ПЭНД) давления производятся путем полимеризации при давлении 100 и 0,1...0,6 МПа и температуре 200...300 и 150 °С соответственно. Макромолекулы имеют линейную структуру, т. е. ПЭ могут кристаллизоваться. Степень кристалличности ПЭНД — 75...95 %, ПЭВД — 55...65 %. Большая степень кристалличности ПЭНД определяет его большую прочность (30 МПа) по сравнению с ПЭВД (13 МПа) и теплостойкость.

Полиэтилен обладает весьма высокой химической стойкостью — при комнатных температурах нерастворим ни в одном известном растворителе.

Полиэтилен называют полимером, который позволил выиграть войну, так как его высокие диэлектрические свойства во многом определили эффективность радара.

Длительное применение ПЭ ограничено температурой 60...100 °С; он обладает морозостойкостью до температуры -70 °С.

Политетрафторэтилен (ПТФЭ) ($-\text{CF}_2-\text{CF}_2-$) $_n$ — **фторопласт-4**. Это один из наиболее тепло- и химически стойких термопластов. Температура его длительной эксплуатации достигает 250 °С, он не становится хрупким при весьма низких температурах до -269 °С. Фторопласт-4 — высококачественный диэлектрик; его особенностью являются антифрикционные свойства.

Недостатки: выделение токсичного фтора при высокой температуре, трудность переработки методами прессования из-за низкой пластичности.

Фторопласт-4 применяют для изготовления электротехнических деталей, мембран, уплотнительных прокладок и т.п., а также для деталей узлов трения.

Поливинилхлорид (ПВХ) ($-\text{CH}_2-\text{CHCl}-$) $_n$. На основе ПВХ производится два вида пластмасс — винипласт и пластикат, в состав последнего в отличие от винипласта входят пластификаторы. Поливинилхлорид — один из наиболее распространенных материалов; он не горит и обладает высокой химической стойкостью.

Винипласт имеет высокие прочность и упругость, из него изготавливают строительную облицовочную плитку, защитные покрытия металлических емкостей. Недостатки: низкая длительная прочность и малый интервал рабочих температур (от -10 до $60 \dots 70^\circ\text{C}$).

Введение пластификаторов расширяет интервал температур эксплуатации (от $-15 \dots -50$ до $160 \dots 195^\circ\text{C}$), повышает эластичность. **Пластикат** — поллярный пластик, он обладает высокими диэлектрическими свойствами в области низких частот. Основное применение — изоляция проводов, кабелей.

Полиамиды. Это группа пластмасс с широко известными названиями: капрон, нейлон, лавсан, в состав которых входит амидная группа ($-\text{NH}-\text{CO}-$), а также этиленовые группы ($-\text{CH}_2-$), повторяющиеся от 2 до 10 раз.

Полиамиды — кристаллизующиеся полимеры. При одноосной ориентации получают волокна, нити, пленки. Свойства разных видов полиамидов близки — все они являются хорошим антифрикционным материалом, ударопрочны, обладают виброгасящими свойствами. Полиамиды нашли применение в электротехнической промышленности, их используют также для антифрикционных покрытий металлов. Недостатки полиамидов: гигроскопичность и подверженность старению.

Термореактивные пластмассы. Связующее вещество в этих пластмассах — *термореактивные полимеры*, которыми являются фенолформальдегидные, кремнийорганические, эпоксидные смолы. Теплостойкость этих полимеров $200 \dots 350^\circ\text{C}$. Эпоксидные смолы способны к отверждению без выделения побочных продуктов с минимальной усадкой не только при повышенных температурах, но и при комнатной температуре. Это позволяет изготавливать из пластмасс на их основе крупногабаритные детали.

Термореактивные пластмассы являются многокомпонентными, в их состав входят наполнители, а также могут быть введены пластификаторы и красители.

Пластмассы с порошковым наполнителем. В качестве наполнителя используют органические и минеральные вещества, перечисленные выше. Минеральные наполнители придают материалу водостойкость, химическую стойкость, повышенные электроизоляционные свойства. Такие пластмассы изотропны, так как имеют аморфную структуру, но их механические свойства невысоки.

Основное применение — для изготовления малонагруженных деталей, главным образом, электроизоляционного назначения. Композиции на основе эпоксидных смол используют при ремонте для восстановления изношенных деталей, исправления брака литья (заполняют раковины).

Пластмассы с волокнистым наполнителем. К ним относят волокниты, асбо- и стекловолокниты. Механические свойства этих пластмасс анизотропны, в направлении волокна они значительно выше, чем у материалов предыдущей группы, и определяются свойствами волокон и их размером (см. гл. 13).

Наполнитель *волокнитов* — хлопковая целлюлоза. Их применяют для изготовления деталей технического назначения: направляющих втулок, фланцев и т. д.

Для *асбоволокнитов* (наполнитель — асбест) в качестве связующего используют в основном формальдегидную смолу. Их преимущество — повышенная теплостойкость. Асбест обладает высокими фрикционными свойствами; что наряду с высокой теплостойкостью определяет применение асбоволокнитов для изготовления деталей тормозных устройств.

Стекловолокниты обладают высокой удельной прочностью, хорошо сопротивляются вибрационному и знакопеременному нагружкам. Их свойства зависят от характеристик стекловолокна: диаметра и длины волокон, состава стекла.

Слоистые пластмассы. Эти материалы состоят из связующего и листового наполнителя, что определяет их слоистую структуру и анизотропию свойств.

Гетинакс — это материал, наполнителем которого служат разные сорта бумаги. Его можно эксплуатировать до 120... 140 °С, он устойчив к действию растворителей. Гетинакс применяют для внутренней отделки транспортных средств: железнодорожных вагонов, кают и т. д.

Текстолит (наполнитель — хлопчатобумажные ткани) обладает хорошими виброгасящими и антифрикционными свойствами. В зависимости от назначения текстолиты делят на конструкционные (с пределом прочности $\sigma_b = 80 \dots 100$ МПа), электротехнические, прокладочные. Детали из текстолита достаточно широко применяются в машиностроении — это подшипники скольжения, корпусные детали и др. Температура эксплуатации текстолита от -60 до 60... 80 °С.

Асботекстолит содержит около 40 % связующего, остальное — асбестовая ткань. Это конструкционный материал (предел прочности $\sigma_b = 55$ МПа), его применение определяется высокими фрикционными и теплоизолирующими свойствами. Возможна эксплуатация при 250... 500 °С в течение нескольких часов и кратковременные нагревы до очень высоких температур (3000 °С).

Наполнителем *стеклотекстолитов* является стеклоткань. Оптимальные механические свойства достигаются при содержании свя-

зующего около 30 %. Стеклотекстолиты обладают высокой удельной прочностью, теплостойкостью до температур 200 °С, электроизоляционными свойствами. Их используют в самолето- и судостроении, радио- и электротехнике.

Промежуточное положение между стекловолокнистыми и стеклотекстолитами занимают *стекловолокнистые анизотропные материалы* (СВАМ). Наполнителем здесь служат склеенные в виде шпона стеклянные нити, которые могут быть расположены в связующем как в одном, так и в разных направлениях. Наличие в СВАМ продольных и поперечных слоев позволяет достичь более высокой однородности свойств по сравнению с другими стеклопластиками.

Древеснослоистые пластики (ДСП) изготавливают из древесного шпона, пропитанного полимерным связующим. Выпускаемые марки различаются направлением волокон шпона (ДСП-А — продольное, ДСП-Б — смешанное, ДСП-В — звездообразное) и соответственно свойствами в разных направлениях. Теплостойкость ДСП достигает 140 °С, химическая стойкость невысока, но выше, чем у обычной древесины. Древеснослоистые пластики — отделочный и конструкционный материал, его недостаток — склонность к влагопоглощению, что приводит к разбуханию.

Газонаполненные пластмассы. Структура таких пластмасс двухфазна. Связующая фаза — это *полимер* (термопластичный или терморезистивный), который образует стенки ячеек или пор, в которых располагается вторая фаза — *газовая*, являющаяся наполнителем. Такая структура определяет низкую плотность пластмасс, а также их высокие тепло- и звукоизоляционные свойства. Газонаполненные пластмассы делятся на пенопласты, поропласты и сотопласты.

Пенопласты — материалы с замкнутой пористой структурой. Газообразный наполнитель, находящийся в ячейках, изолирован от атмосферы. Такая структура обеспечивает высокие теплоизоляционные свойства, низкий коэффициент теплопередачи — 0,003 ... 0,007 Вт/(м·К). Малая плотность пенопластов (20 ... 300 кг/м³) обеспечивает их высокую плавучесть.

Пенопласты применяются в качестве теплоизоляционного материала (холодильники, рефрижераторы, при прокладке труб и т.п.), а также для изготовления изделий с хорошей плавучестью.

Наиболее распространенные термопластичные пенопласты — пенополистирол и пенополивинилхлорид — можно эксплуатировать при температурах от -60 до 60 °С. Терморезистивные пенопласты, на основе фенолформальдегидной смолы, могут работать при температурах до 250 °С.

Поропласты — губчатые материалы, с открытопористой структурой. Поропласты выпускают эластичными. Они предназначены для поглощения жидкостей. Так, водопоглощение поропласта марки ТПВФ составляет 400 ... 700 % за 2 ч.

Сотопласты изготавливают из тонкого листового материала, который первоначально гофрируют, а затем гофрированные листы склеивают в виде пчелиных сот. Материалом сотопластов служат различные ткани, пропитанные полимерным связующим. Сотопласты используют в качестве заполнителей трехслойных панелей, их приклеивают между двумя обшивочными листами. Они предназначены для тепло- и звукоизоляции.

12.1.3. Эластомеры (каучуки) и резины

Эластомеры (каучуки). Основные характеристики этого класса полимеров: способность к очень *высокой упругой деформации* и *малый модуль упругости*. Если упругая деформация металлических материалов составляет около 0,1 %, а для большинства полимеров ее значения при нормальных температурах не превышают 2... 5 %, то упругая деформация эластомеров достигает 1000 %. Это возможно потому, что при нормальных температурах они находятся в высокоэластичном состоянии.

Первоначально удлинение происходит за счет распрямления и макромолекулы, а не за счет растягивания связей между ее звеньями. Поэтому уже при небольших усилиях достигается значительная деформация, т.е. значения модуля упругости малы.

В процессе приложения нагрузки, по мере того как молекулы вытягиваются, их деформация не требует больших усилий. После окончательного распрямления макромолекул деформация реализуется только путем растягивания самих звеньев, что требует больших усилий. Это означает, что по мере удлинения изменяется значение модуля упругости эластомера, он возрастает в 1000 раз — примерно от 10 до 10000 МПа. Другими словами, материал не подчиняется закону Гука — зависимость между деформацией и напряжением не прямо пропорциональна. При снятии нагрузки начинается процесс свертывания молекул, эластомер стремится к первоначальному состоянию.

Каучуки являются линейными полимерами. Они отличаются очень высокой эластичностью, однако из-за отсутствия поперечных связей подвержены ползучести, поэтому после растяжения сохраняется остаточная деформация.

Естественными эластомерами являются натуральные каучуки (НК), их получают из сока растений: гевеи бразильской, кок-сагыза, тау-сагыза. Каучуки могут быть также *синтезированы*. Из синтетических каучуков (СК) наиболее распространены натрий-бутадиеновый (СКБ), бутадиенстирольный (СКС) и др. Каучуки являются исходным сырьем для получения резины.

Резина. Резина — это продукт *вулканизации*, т.е. химической переработки каучуков. Наиболее распространенным вулканизатором является *сера*. В процессе вулканизации (нагрев в парах

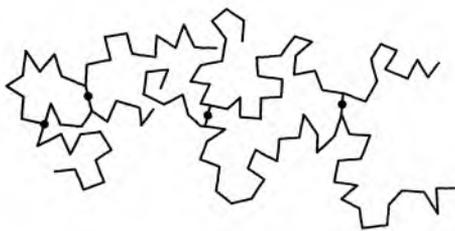


Рис. 12.3. Точки скрепления при вулканизации каучука

серы) линейная структура каучука превращается в пространственную за счет того, что сера, вступая в реакцию с атомами углерода, имеющими до вулканизации двойные связи, соединяет макромолекулы. При этом появляются точки скрепления (рис. 12.3). Таким образом, при вулканизации термопластичный пластик превращается в реактопласт с пространственной структурой. В результате относительное перемещение макромолекул невозможно, т.е. остаточной деформации после снятия нагрузки нет.

В зависимости от количества вводимой серы получается различное количество точек скрепления и разные свойства резины. При содержании серы до 5% образуется редкая сетка и мягкая, эластичная резина. При увеличении количества серы твердость резины растет, а при 30% серы насыщаются все двойные связи и образуется твердый материал — эбонит.

Помимо каучука (НК или СК) и вулканизатора в состав резины входят:

- *противостарители (антиоксиданты)*, которые препятствуют окислению резины и связывают кислород, проникший в резину (химические антиоксиданты), или образуют защитные пленки, предохраняющие от окисления (физические антиоксиданты), — парафин, воск;

- *пластификаторы*, облегчающие переработку резиновой смеси, — парафин, вазелин и др.;

- *активные наполнители* (сажа, оксиды кремния и цинка) участвуют в образовании трехмерной структуры и поэтому улучшают свойства; *инертные наполнители* (мел, тальк) вводят для удешевления;

- *минеральные или органические красители* выполняют декоративную роль, кроме того, поглощая коротковолновую часть солнечного спектра, задерживают световое старение резины.

В процессе эксплуатации резиновые изделия подвержены различным видам старения (световое, озонное, тепловое и др.), в результате которого происходят необратимые изменения свойств. Скорость старения в напряженном состоянии выше, чем в свободном.

Повышение температуры снижает прочность резин, рабочая температура нетеплостойких резин не превышает 150 °С, специальных теплостойких резин достигает 320 °С.

При низких температурах (ниже температуры T_c) происходит переход резины в стеклообразное состояние и соответственно потеря эластичных свойств, поэтому для зимней эксплуатации автомобилей используют шины из зимней резины — с низкой температурой стеклования. Резины можно эксплуатировать при температуре от –30 до 80 °С.

По назначению резины подразделяются на резины общего назначения и специальные. *Резины общего назначения* выпускаются на основе каучуков НК, СКБ, СКС, СКИ.

К *специальным резинам* относятся маслобензостойкие, теплостойкие, морозостойкие, светоозоностойкие, износостойкие и электротехнические.

Электротехнические резины подразделяют на электроизоляционные и электропроводящие; электропроводность достигается введением в резину угольной сажи и графита.

Из резин общего назначения изготавливают ремни, рукава, транспортные ленты, прокладки (низкий модуль упругости определяет высокие виброгасящие свойства) и др.

Технология изготовления резинотехнических изделий (РТИ) заключается в приготовлении сырой резиновой смеси (сырая резина), прессовании для получения необходимой формы и вулканизации, являющейся завершающей операцией.

12.1.4. Пленкообразующие материалы

Общие сведения. К пленкообразующим относятся материалы, которые после нанесения на обрабатываемую поверхность образуют связанные с этой поверхностью пленки. Эти материалы должны обладать высокой адгезионной способностью (схватываться) по отношению к обрабатываемым материалам.

Компонентами пленкообразующих материалов являются:

- *пленкообразующие вещества* (полимеры или неорганические вещества), которые являются основой, определяющей свойства;
- *растворители*, создающие определенную вязкость;
- *наполнители*, уменьшающие усадку пленки;
- *пластификаторы*, повышающие эластичность композиции и также снижающие усадку;
- *отвердители и катализаторы*, необходимые для перевода пленки в термостабильное состояние.

Клеи. По виду пленкообразующего вещества клеи делятся на смоляные, резиновые и неорганические.

Термопластичные клеи имеют низкие прочностные характеристики, которые к тому же заметно снижаются при нагреве.

Термореактивные клеи дают прочные и теплостойкие пленки, они применяются в производстве несущих конструкций. Клеи на основе термореактивных смол отверждаются в присутствии катализаторов и отвердителей при нормальной или повышенной температуре. Клеи холодного склеивания менее прочны.

В качестве основы *смоляных* клеев могут быть использованы термопластичные и термореактивные полимеры.

Клеи на основе *фенолформальдегидных смол* (марка КБ-3) обладают хорошей адгезией к различным материалам; их используют для нагруженных клеевых соединений, металлов, стеклопластика и т. п.

Фенолкаучуковые композиции (марки ВК-32-200, ВК-3, ВК-4) — высокоэластичные, теплостойкие пленки с хорошей адгезией к металлам.

Фенолполивинилацетальные композиции лежат в основе известных клеев БФ. Клеи марок БФ-2 и БФ-4 используют для склеивания разнообразных материалов.

Фенолкремнийорганические клеи (ВК-18, ВК-18М) являются термостойкими (температура эксплуатации до 500... 600 °С), обладают хорошей виброустойчивостью и длительной прочностью. Клей ВК-18М используется в конструкциях клееного инструмента.

Клеи на основе *эпоксидных смол* обладают высокими эксплуатационными и технологическими свойствами: высокой адгезией ко всем материалам; хорошей прочностью (пределы прочности при сдвиге и на отрыв достигают соответственно 30 и 60 МПа); атмосферостойкостью; маслобензостойкостью. Отверждение клеев происходит с помощью отвердителей без выделения побочных продуктов, поэтому усадка минимальна.

Отверждение может быть холодным (клеи марок Л-4, ВК-9, ЭПО и др.) или горячим (ВК-32-ЭМ, К-153, ВК-1 и др.). Клеи используют для соединения различных материалов, а также в ремонтных целях для «залечивания» раковин.

Теплостойкими являются клеи, содержащие в своем составе *кремнийорганические смолы*. Клеи КТ-15, КТ-30 сохраняют свои свойства до температур 200... 300 °С.

Резиновые клеи — это растворы каучуков или резиновых смесей в органических растворителях. Каучук придает клеям большую эластичность. Склеивание происходит при вулканизации. Различают клеи горячей вулканизации с температурой вулканизации и склеивания 140... 150 °С и самовулканизирующиеся, в состав которых входят активаторы, и вулканизация проходит при нормальной температуре. Резиновые клеи применяются для склеивания резины с различными материалами — резиной, металлом, стеклом, керамикой. Клеи марок 9М-35Ф и ФЭН-1 являются маслобензостойкими.

Неорганические клеи — фосфатные, керамические, силикатные — являются высокотемпературными.

Фосфатные клеи — растворы фосфатов с инертными или активными наполнителями. Клей АХФС (на алюмохромфосфатной связке) водо- и кислотостоек, обладает хорошей адгезией ко многим материалам, его огнеупорность до 1800 °С.

Керамические клеи — тонкие суспензии оксидов (MgO, Al₂O₃, SiO₂ и др.) в воде. Клеи наносят на склеиваемые поверхности, подсушивают, а затем нагревают до температуры плавления компонентов и выдерживают в течение 15...20 мин. Соединения сохраняют прочность в диапазоне температур 500...1000 °С.

Силикатные клеи имеют основу в виде жидкого стекла. Алюмосиликатная связка (АСС) с различными наполнителями образует клеи, отверждающиеся при 120 °С. Клеи используют для соединения металлов, стекла, керамики.

Герметики. Это композиции на основе полимеров, обеспечивающие герметизацию (непроницаемость). Наибольшее применение получили *тиоколовые герметики* (У-30М, УТ-31) на основе полисульфидного каучука, имеющие высокую адгезию к металлам, дереву, бетону и являющиеся маслобензостойкими.

Кремнийорганические герметики (виксинит и эластосил) обладают повышенной теплостойкостью — до 200...250 °С. Это объясняется тем, что в основную цепь макромолекулы входит кремний. Атомы кремния соединяются с атомами кислорода, образуя силоксановую связь (—Si—O—), обладающую высокой теплостойкостью. Эти герметики виброустойчивы, их применяют для герметизации металлических соединений (клепаных, сварных), стекла, бетона.

Эпоксидные герметики холодного отверждения могут длительно работать в диапазоне температур от -60 до 75 °С, герметики горячего отверждения — от -60 до 140 °С. Их применяют для герметизации металлических и стеклопластиковых изделий. Герметик марки УП-5-122АТ является маслобензостойким.

Фторкаучуковые герметики (СКФ-260НМ, СКФ-260НМ-2) маслобензостойкие, работоспособны в агрессивных средах и при температурах до 300 °С. Их недостатки: низкая морозостойкость (-20 °С), недостаточная пластичность.

Анаэробные герметики на базе акриловых и метакриловых соединений имеют характерную особенность сохранять первоначальные свойства в течение длительного времени в присутствии кислорода и быстро полимеризоваться с образованием прочной пленки при отсутствии кислорода или его малом доступе. Эти герметики предотвращают утечки газов и жидкостей даже при больших давлениях. Анаэробные композиции под общим названием «Локтайты» выпускаются в США, Франции, Японии, в России — это «Унигермы».

Лакокрасочные покрытия. Лакокрасочные покрытия представляют собой растворы пленкообразующих веществ с различными добавками. После нанесения на обрабатываемую поверхность и высушивания они образуют твердую пленку. Это наиболее распространенные материалы для защитных и декоративных покрытий.

Лаки состоят из нелетучих веществ, — *пленкообразователей*, которыми являются растворимые термопластичные и термореактивные полимеры, а также растительные масла — олифы, и летучих веществ — *растворителей* (эфирные масла, спирт, бензин, скипидар и др.). Лаки прозрачны, они наносятся на поверхность как покрытую, так и не покрытую краской.

Смеси лаков с нерастворимыми пигментами (окислы железа, марганца, горные породы), определяющими цвет, — это **эмалевые краски**. Пигменты придают композиции непрозрачность, повышают механическую прочность, снижают проницаемость, некоторые повышают антикоррозионные свойства. В эмалях соотношение пигмента и пленкообразующего вещества составляет 1:(1...1,5).

В зависимости от вида лака эмалевые краски делятся на масляные на основе масляного лака; нитроэмали, их основа — лаки из эфиров целлюлозы (природный полимер древесины); спиртовые эмали на спиртовых лаках.

Масляные покрытия обладают высокой адгезией, эластичностью, виброустойчивостью. Их недостатки: низкие водостойкость и химическая стойкость, они медленно высыхают. **Нитроэмали** лишены недостатков масляных красок, но более хрупки. **Спиртовые эмали** имеют высокую твердость и хорошо полируются, но обладают низкой эластичностью, поэтому плохо противостоят воздействию воды.

При нанесении лакокрасочных покрытий помимо лаков и красок используются грунты и шпатлевки, также являющиеся композициями на базе полимеров. Грунты, содержащие 70...80 % пассивирующих пигментов, образуют первый слой покрытия, обеспечивая надежное сцепление с обрабатываемой поверхностью и заполняя поры. Еще одна их роль — защита от коррозии. Шпатлевка содержит в 2 раза больше наполнителей и пигментов, чем пленкообразующие вещества, и служит для выравнивания поверхности грунтов. На подготовленную таким образом поверхность наносят один или несколько слоев краски.

Для окраски металлообрабатывающего оборудования применяют нитроцеллюлозные эмали и шпатлевки, обладающие стойкостью к воздействию минеральных масел и смазывающе-охлаждающей жидкости. Рекомендуются к применению эмали марок НЦ-256, НЦ-2127, а также комплекс материалов на основе ПХВ: эмаль ХВ-238, грунтовка ХВ-050, шпатлевка ХВ-0015.

12.1.5. Применение пластмасс в промышленности

Основными характеристиками пластмасс являются малая плотность ($1 \dots 2 \text{ т/м}^3$), низкая теплопроводность ($0,1 \dots 0,3 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$). Они обладают хорошими электро-, тепло-, звукоизоляционными свойствами. Это определяет их использование как специальных материалов.

Модуль упругости и механические свойства пластмасс значительно ниже, чем у металлических материалов: при длительных нагрузениях может проявляться ползучесть, кроме того, они подвержены старению. Эти обстоятельства не позволяют использовать пластмассы для изготовления ответственных нагруженных деталей. В основном их применяют для изготовления вспомогательных деталей: рукояток, панелей и т. д. Помимо рассмотренных случаев, пластмассы и резины широко используют для изготовления пленочных материалов в упаковочных технологиях, трубопроводов, уплотнительных прокладок и т. п.

Вместе с тем ряд особенностей пластмасс определяет их функциональное применение в ответственных узлах, от которых зависит работоспособность оборудования. Это антифрикционные, фрикционные и виброгасящие свойства.

Антифрикционные пластмассы широко применяются вместо металлических вкладышей и подшипников скольжения. В качестве антифрикционных материалов в узлах трения скольжения используются как термореактивные (текстолит и ДСП), так и термопластичные пластмассы (капрон, фторопласт). Отличительной особенностью этих материалов является то, что их работоспособность не ухудшается при отсутствии смазки, а также при попадании воды в зону трения. В этих условиях они изнашиваются значительно медленнее, чем бронза — традиционный антифрикционный металлический сплав. Кроме того, пластмассы значительно меньше изнашивают сопряженные с ними в узлах трения детали. Износ стального вала, работающего в капроновых подшипниках, значительно меньше, чем в бронзовых или баббитовых.

Вместе с тем следует отметить, что применение антифрикционных пластиков ограничено, потому что они работоспособны лишь в малонагруженных узлах трения: при небольших давлениях (из-за низких механических свойств) и невысоких скоростях, т. е. при низких температурах. Выход из строя полимерных подшипников обычно связан с повышением температуры на поверхностях трения, при этом реактопласты обугливаются, а термопласты оплавляются и текут; допустимая температура эксплуатации не более $80 \text{ }^\circ\text{C}$.

Лучшими антифрикционными свойствами обладает фторопласт-4. Коэффициент трения в парах со сталью и чугуном у фторопласта-4 в несколько раз ниже, чем у бронзы. Так, в паре с чугу-

ном СЧ20 при скорости скольжения 20 мм/мин коэффициенты трения составляют: для бронзы БрОЦС6-6-3 — 0,19, для цинкового сплава ЦАМ10-5 — 0,15, а для фторопласта-4 — 0,04, т. е. в 3—5 раз меньше.

Фторопласт-4 обладает достаточно высокой теплостойкостью и стабильностью свойств при повышении температуры, но из-за невысокой прочности и хладотекучести его применение в чистом виде возможно лишь в малонагруженных узлах трения. В промышленности применяют газонаполненные материалы на основе фторопласта-4: Ф4К20 и Ф4К15М5, где буквы означают: К — кокс, М — сульфид молибдена Mo_2S .

Материалы на основе фторопласта-4 и текстолит используют для направляющих скольжения. Фторопласт-4, капрон и ряд других полимерных материалов применяют для изготовления подшипников скольжения. Производят также комбинированные металлопластиковые подшипники, выдерживающие большие нагрузки.

Фрикционные пластмассы применяют в тормозных устройствах, фрикционных муфтах сцепления. Наиболее широкое применение нашли *фрикционные асбополимерные материалы* (ФАПМ). Это связано со свойствами асбеста: термостойкостью, высоким коэффициентом трения в парах с чугуном и сталью (0,43...45). Кроме того, асбест обладает способностью очищать поверхность трения от загрязнений.

Часто ФАПМ именуют одним общим названием «феродо» (по названию английской фирмы), но следует иметь в виду, что свойства этих материалов могут значительно отличаться в зависимости от типа и количества связующего вещества и асбестового наполнителя.

Для изготовления ФАПМ применяют каучуковое, смоляное и комбинированное связующее. Асбест используют в виде ткани, картона, асбестовой массы. Асбополимерные материалы на каучуковом связующем (ЭМ-1, ЭМ-2) — мягкие эластичные пластмассы, допускающие гибку с различными радиусами; они не обладают высокой термостойкостью, температура эксплуатации не выше 200 °С. Наиболее высокой термостойкостью обладают ФАПМ марок ретинакс-А и ретинакс-Б, они допускают кратковременные нагревы до 1000 и 700 °С соответственно и длительно работают при нагреве поверхности до 300 °С. Ретинакс-А формируется из асбосмоляного материала, армированного латунной проволокой, чем отличается от ретинакса-Б, в котором отсутствует проволока. Твердость различных ФАПМ колеблется в пределах 15...48 НВ. Такая низкая твердость обеспечивает малый износ металлических деталей, контактирующих при торможении с легко сменными накладками, которые изготавливают из ФАПМ, что увеличивает срок службы узлов трения.

12.2. Стекло

12.2.1. Общая характеристика

Структура стекла является промежуточной между структурами твердого кристаллического вещества и жидкости. В отличие от кристаллических веществ стекла находятся в некристаллическом *аморфном (стеклообразном) состоянии*, тогда как от жидкости с ее неупорядоченным расположением атомов их отличает наличие ближнего порядка расположения атомов, но дальний порядок (периодичность) в стеклах отсутствует. При температуре стеклования жидкость переходит в стеклообразное состояние, приобретая хрупкость.

Стеклообразное состояние является *н е р а в н о в е с н ы м*. Только при длительной выдержке, достаточной для достижения равновесного состояния, вещество получает кристаллическое строение. Стекла в силу неравновесности структуры имеют склонность к расстекловыванию, т. е. смене аморфной структуры на кристаллическую.

12.2.2. Неорганическое стекло

Строение и состав неорганических стекол. Вещества, образующие стекло (стеклообразующие), — это оксиды кремния, бора и фосфора, которые обладают очень высокой вязкостью в жидком состоянии. Вязкость стекол при температуре 1600 °С около 10 Па·с; для сравнения при комнатной температуре вязкость воды составляет 0,001 Па·с, машинного масла — 0,1...0,6 Па·с, глицерина — 0,9 Па·с. Именно высокая вязкость, обусловленная значительными силами межмолекулярного воздействия, характерного для химических соединений, препятствует образованию кристаллической решетки, подавляя диффузионные процессы. Поэтому изготовление неорганического стекла не требует сверхвысоких скоростей охлаждения.

Производство (варка) стекла осуществляется в стекловаренных печах при температуре 1300...2100 °С, летучие вещества (H₂O, CO₂, SO₃) при этом удаляются, а стеклообразующие вещества при охлаждении застывают в стекломассу.

Основным компонентом силикатных неорганических стекол (их доля в производстве стекла преобладающая) является *оксид кремния*, прочие стеклообразующие вещества также могут входить в состав стекол. Структурная единица стекол представляет собой тетраэдрическую ячейку оксида кремния SiO₄ с ионным типом связи (тетраэдр — правильный многогранник с четырьмя треугольными гранями), образованную четырьмя анионами кислорода с расположенным внутри одним катионом кремния.

Структура стекла — это неправильная трехмерная сетка (каркас), образованная за счет соединения атомов кислорода, расположенных в вершинах тетраэдров; ее двумерная модель представлена на рис. 12.4.

В состав неорганического стекла помимо основного стеклообразующего оксида кремния могут входить и оксиды других элементов. Оксиды щелочных (Na_2O , K_2O) и щелочно-земельных (MgO , CaO) металлов являются *модификаторами* — они изменяют строение сетки.

Большие ионы этих металлов не присоединяются к сетке, а располагаются в междоузлиях, где удерживаются ионными связями. Дополнительные атомы кислорода, напротив, присоединяются к сетке, но вследствие избытка отрицательных ионов часть связей разрывается (рис. 12.5, а), что ослабляет прочность сетки и, как следствие, приводит к уменьшению вязкости. Так, добавление к кремнезему 15 % оксида натрия Na_2O и 10 % оксида кальция CaO снижает температуру размягчения (выше этой температуры стекло заметно течет под действием собственного веса) с 1600 до 700 °С.

К *промежуточным компонентам* относятся оксиды алюминия, железа, свинца, бериллия и др., которые в чистом виде самостоятельно не могут образовывать каркаса стекла, но способны частично замещать стеклообразующие оксиды. При этом они меняют структуру стекла, придавая ему нужные свойства. На рис. 12.5, б показана структура стекла, образованная глиноземом (Al_2O_3) и кремнеземом (SiO_2).

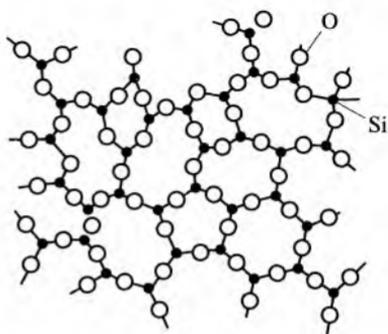


Рис. 12.4. Схема строения неорганического силикатного стекла

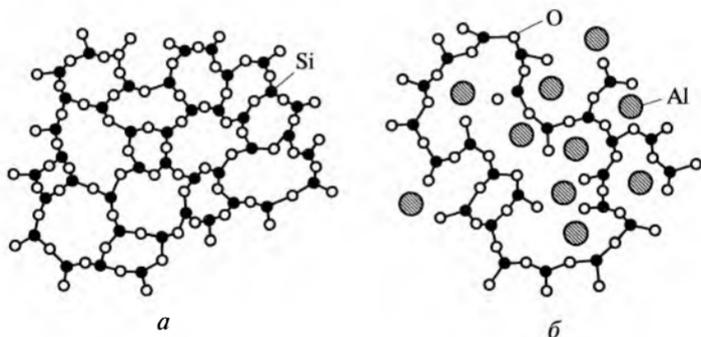


Рис. 12.5. Схема строения силикатного стекла:
а — с модификатором; б — с промежуточным оксидом

Стекла классифицируют по материалу стеклообразующего вещества и содержанию модификаторов. По материалу стеклообразующего вещества стекла подразделяют на *силикатные* (SiO_2), *алюмосиликатные* ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$), *алюмоборосиликатные* ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$) и др. По содержанию модификаторов стекла делятся на *щелочные* (до 15 % Na_2O , K_2O , CaO), *бесщелочные* (с содержанием щелочных модификаторов менее 5 %) и *кварцевые* (модификатор отсутствует, 99,5 % SiO_2).

Свойства стекла. *Технологичность* стекла в переработке определяется температурами размягчения и перехода в жидкое состояние. Чем ниже эти температуры, тем оно более технологично.

Стекло — термопластичный материал, при нагреве его вязкость уменьшается, оно постепенно размягчается и становится жидкостью. Особенно заметно снижение вязкости при нагреве выше температуры размягчения. При таком нагреве вязкость стекла составляет $10^2 \dots 10^7$ Па·с и оно хорошо формуются. Изделия получают выдуванием, вытягиванием, прокаткой и другими способами. Характерно, что стекло растягивается без образования шейки, поэтому стеклянные волокна можно вытягивать без применения фильер. Изделия из стекла могут быть получены и методами литья.

Кварцевое стекло, не содержащее модификаторов, обладает самой высокой температурой размягчения и перехода в жидкое состояние, поэтому изготовление изделий с применением названных технологий из него затруднено. Высокой технологичностью обладают щелочные натриево-кальциевые стекла, что определяется их структурой — разорванной каркасной сеткой. Механическая обработка стекла в связи с его высокой твердостью осуществляется алмазным (резка) или абразивным (шлифование и полирование) инструментом. У дуговых изделий края, как правило, оплавливают.

Плотность стекла в зависимости от состава изменяется в пределах от 2,2...6,5 до 8,0 г/см³ при наличии тяжелых оксидов — свинца, бария.

Наиболее важными для стекол являются *оптические свойства*. Обычное неокрашенное листовое стекло пропускает до 90 %, отражает примерно 8 % и поглощает около 1 % видимого и частично инфракрасного света, а ультрафиолетовое излучение поглощается практически полностью. Наиболее широкую полосу электромагнитных волн пропускает кварцевое стекло — от жестких ультрафиолетовых ($\lambda = 160$ нм) до инфракрасных ($\lambda = 5$ мкм). Стекла, легированные редкоземельными элементами, задерживают ультрафиолетовое излучение. Стекло, легированное легкими элементами (бором, бериллием, литием), пропускает рентгеновское излучение, а при легировании тяжелыми (свинцом) — задерживает. Стекла, содержащие железо и фосфаты, задерживают тепловое, т.е. инфракрасное излучение. Введение оксидов некоторых металлов делает стекло цветным. Оксид никеля NiO дает красный

цвет, оксиды германия и урана GeO , UO_3 — желтый, оксид хрома Cr_2O_3 — зеленый, оксид меди CuO — синий, оксид марганца MnO — коричневый и фиолетовый.

Электрические свойства стекла характеризуются высокими значениями удельного сопротивления ρ . Большой проводимостью обладают щелочные стекла за счет диффузии ионов щелочных металлов сквозь незамкнутую сетку. Оксиды тяжелых металлов PbO и BaO уменьшают подвижность ионов, что повышает электроизоляционные свойства; стекла, содержащие эти оксиды, используются в электротехнической промышленности. Стекла обладают довольно большой диэлектрической проницаемостью и достаточно высоким сопротивлением пробоем.

Теплопроводность стекла низкая — в пределах $0,7 \dots 1,5 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$, что определяет его хорошие теплоизолирующие свойства, которые могут быть повышены за счет применения стеклопакета — конструкции из двух стекол и воздушного промежутка между ними.

Химическая стойкость стекол в кислых средах высокая. Растворимость составляет $0,01 \dots 0,1 \%$, исключением являются фосфорная (H_2PO_3) и плавиковая (HF) кислоты, которые полностью растворяют стекло. В щелочных средах стойкость снижается, растворимость составляет $0,5 \dots 2 \%$. Меньшей химической стойкостью обладают щелочные стекла.

Механические свойства стекла: при комнатной температуре модуль упругости стекла равен примерно 70 ГПа (близок к алюминиевым сплавам), твердость не превышает 750 HV (ниже твердости закаленной инструментальной стали).

Прочность стекла, как и всех других материалов, зависит от условий нагружения. При комнатной температуре и нагрузках, превышающих предел прочности, стекло бьется, т.е. разрушается хрупко без пластической деформации. Важное значение имеет состояние поверхности стекла: наличие царапин, микротрещин и других дефектов, которые являются концентраторами напряжений и резко снижают прочность. Большую прочность имеют кварцевые и бесщелочные стекла, меньшую — щелочные. Предел прочности стекол при сжатии высок, он составляет $500 \dots 2000 \text{ МПа}$. При температурах $400 \dots 600 \text{ }^\circ\text{C}$ вязкость стекла уменьшается, упругая деформация практически отсутствует, и стекло ведет себя как вязкая жидкость.

Стекла подвержены статической усталости, которая проявляется в потере прочности при длительных нагружениях в условиях постоянной нагрузки. Статическая усталость связана с воздействием на поверхность стекла атмосферы (пары воды), поэтому при испытаниях в вакууме этот эффект крайне мал.

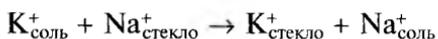
Существует ряд способов, позволяющих повысить механические свойства, в том числе сопротивление статической усталости и термостойкость стекла.

Закалка стекла заключается в нагреве выше температуры стеклования и последующем быстром охлаждении в потоке воздуха или в масле. При этом на поверхности стекла возникают напряжения сжатия, которые компенсируют (снижают) растягивающие напряжения. В условиях эксплуатации придется приложить определенную нагрузку, чтобы на поверхности стекла возникли растягивающие напряжения. Предел прочности повышается в 2—4 раза. Термостойкость закаленного стекла возрастает в 2—3 раза.

Закалка в кремнийорганических жидкостях приводит к образованию на поверхности полимерной пленки, что дает дополнительный эффект по сравнению с обычной закалкой, особенно способствует сопротивлению статической усталости.

Щелочные стекла, содержащие оксид натрия Na_2O , упрочняются при *высокотемпературной химической обработке*, заключающейся в нагреве стекла в расплаве соли K_2SO_4 .

В этом случае происходит реакция ионного обмена:



Поскольку диаметр иона калия больше, чем натрия (0,27 и 0,19 нм соответственно), в поверхностных слоях возникают напряжения сжатия.

Прочность повышается также при *травлении* стекла плавиковой кислотой, в результате чего удаляются или сглаживаются поверхностные дефекты.

Разрушение стекла сопровождается образованием большого числа острых осколков произвольной формы, что представляет опасность. Этого можно избежать при использовании триплекса. Триплекс — это два листа закаленного стекла, склеенные прозрачной эластичной полимерной пленкой. При разрушении триплекса образовавшиеся осколки не разлетаются, а удерживаются пленкой. Триплексы изготавливаются плоскими и гнутыми (лобовое стекло автомобиля).

Применение стекла. Стекло используется человечеством около пяти тысячелетий. На первом этапе оно служило для изготовления посуды и украшений и лишь позже нашло применение в строительстве. Первое остекление окон относят к концу 1-го тысячелетия. В настоящее время благодаря уникальному сочетанию свойств (оптических, электрических, химических) стекло нашло самое широкое применение в самых разных отраслях промышленности и в быту.

Наибольший объем занимает производство стеклотары и листового строительного стекла. Для этих целей используют зеленое бутылочное стекло (стеклотара) и щелочное листовое стекло (остекление зданий). Для остекления транспортных средств применяют триплексы, закаленные стекла, стеклопакеты. Остекление помещений литейных цехов выполняется стеклами, содержащими

ми оксиды железа и ванадия, потому что они поглощают около 70 % инфракрасного излучения.

Оптическое стекло подразделяется на кроны, отличающиеся малым преломлением, и флинты — тяжелые стекла, содержащие оксид свинца и не пропускающие рентгеновское излучение.

Как диэлектрик стекло используют для осветительных ламп, в электровакуумных устройствах и в качестве изоляторов.

Как химически стойкий материал стекло применяется в химической и пищевой промышленности для изготовления труб, аппаратуры, емкостей для хранения агрессивных жидкостей.

12.2.3. Ситаллы

Ситаллы (название образовано из слов «стекло» и «кристалл») получают из стекол путем регулируемой кристаллизации. Из аморфного стеклообразного состояния вещество стремится к равновесному кристаллическому состоянию. Этот переход может осуществиться только в результате диффузионных процессов, когда происходит зарождение центров кристаллизации и их рост. Однако при низких температурах, когда скорость диффузии весьма мала (практически равна нулю), кристаллизации не происходит. Кристаллизация может быть вызвана нагревом; именно таким образом — нагревом стекла — и получают ситаллы. Характерно, что процесс кристаллизации происходит в этом случае не при охлаждении жидкости, как это имеет место при формировании структуры металлов и сплавов, а при нагреве до температур значительно более низких, чем температура расплавления стекла. Относительно низкая температура превращения стекла в ситалл наряду с высокой вязкостью стекла обуславливают низкую скорость кристаллизации, что при наличии большого количества центров кристаллизации определяет весьма малый размер образующихся кристаллов (0,01 ... 2,0 мкм).

Формирование структуры ситаллов происходит в две стадии. На первой стадии создаются центры кристаллизации, на второй — рост этих центров, т. е. завершение кристаллизации. По механизму образования центров кристаллизации ситаллы подразделяются на фотоситаллы и термоситаллы.

В *фотоситаллах* центры формируются облучением стекла ультрафиолетовым светом и последующим отжигом. В состав этих материалов вводят весьма малые добавки (0,01 ... 0,001 %) соединений металлов платиновой группы (золота, серебра). При облучении образуются свободные электроны, которые восстанавливают часть ионов до металлического состояния. При отжиге эти атомы группируются и образуют центры кристаллизации. Плотность центров зависит от условий облучения — она будет высокой и однородной после интенсивного и однородного облучения. При несоблюдении этого условия в ситалле могут оказаться участ-

ки, не подвергнутые облучению, центры в них отсутствуют, и кристаллизации не происходит. Фотоситаллы получают из стекол литиевой группы.

Центры кристаллизации *термоситаллов* возникают в результате термической обработки — отжига. Термоситаллы получают из стекол систем $MgO-Al_2O_3-SiO_2$, $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ с добавками оксида титана TiO_2 (наиболее используемый компонент, его количество от 2 до 20 %), сульфида железа FeS и др.

Регулируя температуру и время выдержки при отжиге, можно получать структуру с различной степенью кристаллизации и, следовательно, с необходимыми свойствами.

Свойства ситаллов определяются весьма малой величиной зерна. Мелкозернистая структура придает им беспористость и газонепроницаемость. Эта особенность позволяет значительно повысить механические свойства ситаллов по сравнению со стеклом. Предел прочности при растяжении повышается по сравнению с исходным стеклом до 70...120 МПа. Модуль упругости некоторых ситаллов достигает 140 ГПа, что выше, чем у магниевых, алюминиевых и даже титановых сплавов. Большими прочностью и жесткостью обладают ситаллы с кремнеземом, самые непрочные — литиевые. Ситаллы являются хрупкими материалами, но их сопротивление ударным нагрузкам выше, чем у стекол. Твердость ситаллов колеблется в пределах 400...700 HV, что определяет их достаточно высокую износостойкость при истирании.

Температурный коэффициент линейного расширения ситаллов α изменяется в широких пределах. Ситаллы с малыми значениями α обладают высокой термостойкостью и не растрескиваются при закалке в воде от температуры 700 °С.

Электрические свойства ситаллов характеризуются высокими удельным электрическим сопротивлением и электрической прочностью. Высокое сопротивление в отличие от стекол сохраняется при нагреве до 400 °С.

Большинство ситаллов непрозрачны для видимого света, они окрашены в белый, серый или коричневый цвет. Исключение составляют литиевые ситаллы, так как размеры их кристаллов примерно в 2 раза меньше длины световой волны.

Ситаллы нашли широкое применение. Высокая химическая стойкость определяет их использование в химической промышленности для изготовления деталей, работающих в агрессивных жидкостях, в том числе с абразивами. Благодаря малому коэффициенту трения в паре с металлами (0,2...0,25), возможности работать без смазки и высокой износостойкости ситаллы используют в подшипниках скольжения в парах трения, работающих без смазки. Из них изготавливают фильеры для протягивания полимерных волокон. Ситаллы нашли применение также в электротехнической и радиопромышленности.

12.2.4. Органическое стекло

Органические стекла — это термопластичные полимеры на основе полиметилметакрилата и других акриловых полимеров. Его получают в виде листового материала. Материал светопрозрачен — пропускает 92 % солнечного света, 75 % ультрафиолетового излучения, не задерживает рентгеновское и γ -излучение. В отличие от силикатных стекол органическое стекло имеет значительно меньшую плотность (1180 кг/м^3) и малую хрупкость. Органическое стекло обладает высокой химической стойкостью в воде, спиртах, разбавленных кислотах и щелочах. Старение органического стекла в естественных условиях протекает медленно. К недостаткам материала следует отнести низкую твердость. Кроме того, при резких перепадах температур вследствие низкой теплопроводности и высокого температурного коэффициента линейного расширения в стекле появляются мелкие трещины, так называемое «серебро». Это приводит к потере прозрачности. Повысить механические свойства органического стекла, а также его термостойкость и стойкость к «серебрению» возможно путем ориентирования. Прочность повышается также за счет использования многослойного стекла — триплекса.

При температуре около 80°C органическое стекло начинает размягчаться, при нагревании выше 120°C легко формируется.

Органическое стекло используют для остекления транспортных средств, из него изготавливают линзы и другие оптические детали.

12.3. Древесина

Древесина является важным строительным материалом, а также сырьем для бумажной промышленности.

Сухая древесина на 50...60 % состоит из линейного полимера целлюлозы, примерно на 25 % из родственных целлюлозе соединений и на 25 % из жидкости под названием лигнин, обладающей высокой вязкостью. Структура древесины представляет собой большое количество длинных трубчатых клеток.

Свойства различных сортов древесины определяются их плотностью. Наибольшей плотностью обладает железное дерево — $1,3 \text{ т/м}^3$, т. е. оно тонет в воде. Минимальная плотность у дерева под названием бальза — $0,15 \text{ т/м}^3$, которое используют при изготовлении дельтапланов, а также бутафорских предметов при съемке в кино трюковых сцен (драка мебелью и т. п.). Древесина известных нам деревьев имеет промежуточные значения плотности: дуб — $0,69$, береза — $0,62 \text{ т/м}^3$.

Древесина хорошо работает на растяжение, но предел прочности при сжатии у древесины ниже, чем у большинства материа-

лов. Это объясняется тем, что в результате приложения сжимающей нагрузки трубчатые клетки по очереди изгибаются в продольном направлении (продольный изгиб) каждая отдельно, а не совокупно. Когда дерево спиливают, древесина содержит большое количество воды — до 100 % массы в сухом состоянии. Большая часть воды находится в полой сердцевине клеток. В спиленном дереве вода медленно испаряется, пока не достигнет равновесия с окружающей атмосферой. Равновесное содержание воды, зависящее от влажности воздуха, колеблется от 5 до 23 % (сухой массы) в сухом и влажном воздухе соответственно. Понижение содержания воды сопровождается усадкой. Изменение размеров идет в основном в направлении, перпендикулярном волокнам, в продольном направлении оно невелико. При этом может происходить и изменение формы — коробление. Поэтому целесообразно применять сухую древесину. Однако, поскольку влажность воздуха колеблется, размеры дерева (древесины) не являются постоянными. Кроме того, содержание воды влияет на прочность. Прочность сухой древесины примерно в 3 раза выше, чем свежеспеленной.

Древесину широко используют в машиностроении (борта и пол кузовов грузовых автомобилей, тара, модельная оснастка отливок). К достоинствам этого материала следует отнести малую плотность, хорошее сопротивление ударным и вибрационным нагрузкам. Древесина хорошо обрабатывается резанием, склеивается.

Однако, помимо уже указанного недостатка — влагопоглощаемости, следует отметить отсутствие огнестойкости (это горючий материал), а также склонность к гниению.

Для защиты от гниения изделия из дерева необходимо покрывать лакокрасочными или пластмассовыми покрытиями. Применяется также пропитка растворами солей: фторида натрия NaF , сульфата меди CuSO_4 и др. Для снижения воспламеняемости используют огнезащитные лаки и краски.

Прессованная древесина получается прессованием нагретых древесных опилок. Прочность прессованных материалов в 2—3 раза выше, чем обычной древесины.

Фанера — листовый материал, полученный склеиванием листов древесного шпона. Толщина фанеры 1...12 мм, более толстые клееные конструкции называются плитами. Водостойкость фанеры зависит от применяемого клея. Фанера ФСФ обладает повышенной водостойкостью, ФК и ФБА — средней, ФБ — пониженной.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Охарактеризуйте структуру полимеров.
2. Какие виды пластмасс вы знаете?
3. Назовите особенности эластомеров.

4. Как получают резину?
5. Охарактеризуйте свойства пластмасс. Назовите область их применения.
6. Охарактеризуйте структуру неорганических стекол.
7. Как влияет на свойства стекла легирование оксидами щелочных металлов?
8. Как повысить механические свойства стекла?
9. Охарактеризуйте структуру ситаллов.
10. Как получают ситаллы?
11. Какие различия в свойствах имеют органические и неорганические стекла?
12. Охарактеризуйте структуру древесины.
13. Какие нагрузки выдерживает древесина?
14. Как влияет влажность на свойства древесины?

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

13.1. Общая характеристика

Композиционные материалы (композиты) состоят из двух или более компонентов, причем каждый сохраняет свои свойства.

Один из компонентов — *матрица* — создает целостность материала. Прочие компоненты, распределенные внутри матрицы, являются армирующими (усиливающими). Температурные коэффициенты линейного и объемного расширения этих материалов должны быть близки, чтобы при изменении температур не нарушалась целостность на границах раздела между компонентами.

Матричным материалом могут быть металлы, сплавы, термоактивные или термопластичные полимеры, керамика или другие вещества. Армирующие компоненты — это мелкодисперсные порошки или волокнистые материалы различной природы. По виду армирующего материала композиты делятся на две основные группы — *дисперсно-упрочненные* и *волокнистые*.

13.2. Дисперсно-упрочненные композиты

Структура дисперсно-упрочненного композиционного материала.

Структура этого материала представляет собой *металлическую матрицу*, в которой равномерно распределены *мелкодисперсные частицы* второго компонента. Упрочнение таких материалов достигается за счет создания барьеров перемещению дислокаций аналогично тому, как это происходит в металлических сплавах с дисперсионным твердением, например в системе Al—Cu. Наибольшее упрочнение достигается при использовании в качестве второй, упрочняющей фазы частиц химических соединений, обладающих высокими значениями твердости, прочности, а также высокой химической устойчивостью: карбидов, нитридов, оксидов.

Наиболее распространенная технология получения дисперсно-упрочненного композита — порошковая металлургия. В промышленности нашли применение композиты с алюминиевой, магниевой, титановой, никелевой, вольфрамовой и другими матрицами.

Композиты на основе алюминия. Широкое применение, в частности в авиационной промышленности, нашли композиты типа САП (спеченный алюминиевый порошок), представляющие собой алюминиевую матрицу, упрочненную оксидными частицами Al_2O_3 . Свойства композита определяются количеством оксида алюминия.

При цеховой температуре механические свойства САП ниже, чем у высокопрочных алюминиевых сплавов. Их основное преимущество достигается при температурах свыше $300\text{ }^\circ\text{C}$, когда алюминиевые сплавы уже теряют прочность. Так, при $500\text{ }^\circ\text{C}$ предел прочности сплавов САП составляет $80\text{...}120\text{ МПа}$, тогда как у сплавов Д19, Д20, АК-4 не превышает 5 МПа .

Композиты на основе бериллия. Эти композиты предназначены для длительной работы при высоких температурах. В качестве упрочнителя бериллиевой матрицы используют оксид BeO или карбид бериллия Be_2C . Наиболее эффективно сопротивление ползучести повышается у композитов системы $Be - Be_2C$. При температуре $650\text{ }^\circ\text{C}$ 100-часовая прочность композита выше прочности чистого бериллия в 3 раза, а при температуре $730\text{ }^\circ\text{C}$ — в 5 раз.

Композиты на основе магния. Незначительная растворимость кислорода в магнии дает возможность упрочнять его различными оксидами. Наибольший эффект достигается при введении около 1 % оксида. Композиты на основе магния обладают низкой плотностью, высокой длительной прочностью и высоким сопротивлением ползучести. Наиболее перспективно применение композита в авиации для изготовления деталей малой массы и повышенной прочности.

Композиты на основе никеля и кобальта. Эти композиты предназначены для эксплуатации при высоких температурах — свыше $1000\text{ }^\circ\text{C}$. Упрочнение достигается за счет введения оксидов тория или гафния в количестве 2...4 %. Матрицы этих композитов могут состоять из чистых металлов или сплавов на их основе. Так, в качестве матрицы нашел применение нихром (80 % Ni, 20 % Cr), а также сплав кобальта с цирконием (2 %). Композиты на основе нихрома обладают более высокой прочностью при температурах до $600\text{...}800\text{ }^\circ\text{C}$ по сравнению с чисто никелевым композитом. Легирование цирконием кобальтовой матрицы приводит к повышению механических свойств во всем диапазоне температур, однако при этом заметно снижается пластичность материала. Основное применение композитов — авиационная и космическая техника.

13.3. Волокнистые композиты

Требования к компонентам. У волокнистых композитов матрица (чаще всего пластичная) армирована высокопрочными волокнами (нитевидными кристаллами, проволокой и т. п.), воспринимающими нагрузку, за счет чего и достигается упрочнение ком-

позитов. Таким образом, есть возможность создавать материалы или непосредственно детали с заранее заданными характеристиками для определенных условий эксплуатации. Между материалами волокна и матрицы должна быть сильная адгезионная связь, чтобы обеспечить целостность композита при воздействии термических напряжений, возникающих вследствие различия температурных коэффициентов линейного расширения матрицы и волокна.

Свойства волокнистых композитов определяются природой материалов матрицы и волокна, а также способами армирования; их классифицируют именно по этим параметрам.

Матрица должна обеспечивать монолитность композита, фиксировать форму изделия и взаимное расположение армирующих волокон.

Армирующие волокна воспринимают основные напряжения, возникающие в процессе эксплуатации, и обеспечивают жесткость и прочность композита в направлении ориентации волокна. Таким образом, волокна должны обладать высокими прочностью и жесткостью, т.е. большими модулем упругости E , химической стойкостью, и сохранять эти свойства в интервале эксплуатационных температур.

Классификация волокнистых композитов. В зависимости от материала матрицы композиты делятся на *пластики* (полимерная матрица), *металлокомпозиты* (металлическая матрица), *композиты с керамической матрицей* и *матрицей из углерода*.

При создании композиционных материалов применяются высокопрочные волокна из *стекла, бора, углерода, металлической проволоки* и *нитевидных кристаллов оксидов, нитридов* и других химических соединений.

Армирующие компоненты вводят в состав композитов в виде *моноволокон, проволок, жгутов, сеток, тканей, лент, холстов*.

Свойства композитов в значительной степени зависят от *способов армирования*, т.е. конструктивного признака, также положенного в основу классификации (рис. 13.1). Различают композиты, образованные из слоев; армированные непрерывными параллельными волокнами; армированные тканями (текстолиты). Расположение волокон может быть *направленным (одно- или многонаправленным), хаотическим, пространственным (двухмерным или трехмерным)*.

Прочность и особенности разрушения композитов. Для однонаправленного композита в условиях, когда направление приложения нагрузки совпадает с направлением волокна, соотношение нагрузок, воспринимаемых матрицей и волокном, следующее:

$$P^B/P^M = E^B V^B/(E^M V^M),$$

где P^B и P^M — нагрузка на матрицу и волокно соответственно; V^B и V^M — объем волокна и матрицы; E^B и E^M — модуль упругости волокна и матрицы.

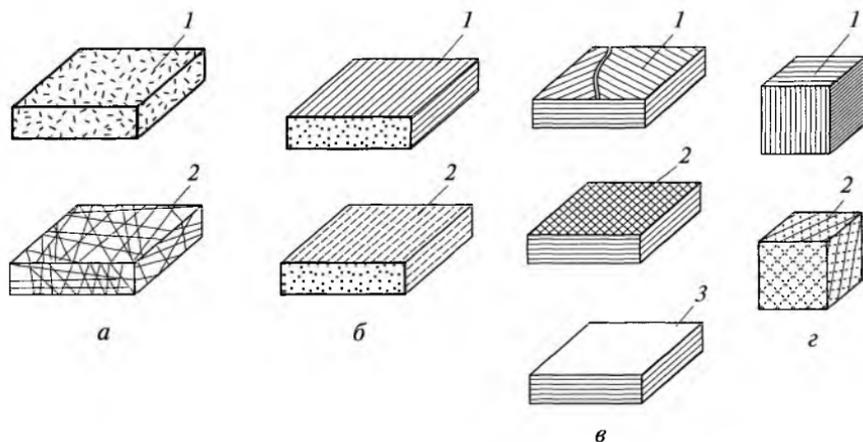


Рис. 13.1. Классификация волокнистых композитов по конструктивному признаку:

а — хаотически армированные коротким (1) и непрерывным (2) волокном; *б* — одномерноармированные непрерывным (1) и коротким (2) волокном; *в* — двумерноармированные непрерывными нитями (1, 2) и тканями (3); *г* — пространственноармированные тремя семействами нитей (1) и *n* семействами нитей (2)

Отсюда следует, что нагрузка, воспринимаемая волокнами, тем выше, чем больше их *модуль упругости* по сравнению с матрицей и *объемная доля*.

При малой объемной доле волокон прочность композита ниже прочности матрицы, так как волокна быстро нагружаются до предельных напряжений и разрушаются. Начиная с некоего критического объема ($V_{\text{крит}}$) прочность композита начинает расти, достигая при определенном объеме волокна прочности матрицы. Дальнейшее увеличение объемной доли волокон позволяет получить предел прочности композита, значительно превышающий предел прочности матрицы σ^M . Зависимость предела прочности композита σ^{KM} от объемной доли волокна описывается уравнением

$$\sigma_B^{KM} = \sigma_B^B V^B + \sigma_T^M V^M,$$

где σ_B^B — предел прочности волокна; σ_T^M — предел текучести матрицы.

При объемной доле волокон около 80% механические свойства композита снижаются, потому что ухудшается сцепление между волокном и матрицей, так как матрица не в состоянии смочить и пропитать каждое волокно. Однонаправленные волокнистые композиты анизотропны. Вдоль направления волокна прочность композита значительно выше прочности матрицы, в перпендикулярном направлении равна прочности матрицы, в других направлениях имеет промежуточные значения.

Работа разрушения композитов зависит от направления распространения трещины. Сопротивление распространению трещины вдоль волокна значительно ниже, чем в поперечном направлении. В первом случае работа разрушения определяется лишь свойствами матрицы. Во втором она складывается из суммы работ на пластическую деформацию матрицы, разрушения связи волокна и матрицы, выдергивания волокон из матрицы.

Отличительной чертой волокнистых композитов является то, что вследствие высокой пластичности матрицы при разрушении какого-либо волокна происходит перераспределение напряжений между другими волокнами. Благодаря этому прочность композита в целом снижается незначительно, что является одним из преимуществ композита перед традиционными металлическими материалами.

Материалы армирующих компонентов и матриц. В качестве армирующих компонентов используют моноволокна, жгуты или ткани. Основное применение получили следующие типы волокон.

Материалы армирующих компонентов (волокон). *Стекланные волокна* широко применяют при создании композитов с неметаллической матрицей. При малой плотности они имеют высокие прочность и теплостойкость, нейтральны к химическому и биологическому воздействиям. Непрерывные волокна получают вытягиванием расплавленной стекломассы через фильеры диаметром 0,8...3 мм и последующим быстрым вытягиванием их до диаметра 3...19 мкм. Поверхность стекланных волокон покрывают замасливателем (например, парафиновой эмульсией) для предотвращения истирания волокон при транспортировке и технологических операциях.

Органические волокна используют для получения композитов с полимерной матрицей. Вследствие низкой плотности они обладают высокой удельной прочностью, превосходящей все известные в настоящее время армирующие волокна и металлические сплавы. Применяют волокна на основе ароматических полиамидов, которые обладают высокими значениями предела прочности при растяжении и модуля упругости.

Для *углеродных волокон* характерны высокие значения механических характеристик, высокая теплостойкость (свыше 2000 °C в неокислительной среде), низкие коэффициенты трения и температурного расширения, высокая стойкость к химическим реагентам.

Борные волокна обладают по сравнению с другими армирующими компонентами большим модулем сдвига G . Бор является полупроводником, поэтому композиты с таким волокном имеют пониженные тепло- и электропроводность. Эти волокна применяют при создании композитов как с металлической, так и с полимерной матрицей.

Волокна из *карбида кремния* имеют пониженные механические свойства по сравнению с волокнами из бора и углерода, для них характерна повышенная чувствительность к поверхностным дефектам. Их используют для металлокомпозитов, работающих при высоких температурах.

Высокопрочные борные и углеродные волокна обладают плохой адгезией с материалом матрицы. Улучшение сцепляемости достигается травлением волокон или специальной обработкой — в и с к е р и з а ц и е й, которая заключается в том, что на поверхности волокон, перпендикулярно их длине, выращиваются монокристаллы карбида кремния. Полученные таким образом «мохнатые» волокна бора называются *борсик* (бор — карбид кремния).

Металлические волокна и *проволоки* являются наиболее экономичными. Для композитов, работающих при низких температурах, используют стальные и бериллиевые проволочные волокна, а для эксплуатируемых при высоких температурах — вольфрамовые или молибденовые. Стальные волокна чаще изготавливают из высокопрочной коррозионно-стойкой стали.

Коротковолокнистая арматура, используемая при создании композитов на основе полимеров, получается измельчением стеклянной ваты. Диаметр волокон 1...10 мкм при средней длине 275 мкм. Особо высокая жесткость и прочность, близкие к теоретическим, характерны для нитевидных кристаллов, что обусловлено совершенством их структуры. Нитевидные кристаллы могут быть использованы для создания композитов с различными матричными материалами.

Тканые армирующие материалы используют для получения слоистых композитов. Используются стеклоткани, углеткани, органо-ткани с разным типом плетения.

Материалы матриц. Для изготовления *полимерных матриц* используют термореактивные эпоксидные и полиэфирные смолы, а также целый ряд термопластичных пластмасс. Свойства полимерной матрицы достигаются в результате полимеризации и отверждения (для реактопластов), при этом материал матрицы должен иметь низкую усадку.

Недостатками пластиков являются их низкие жесткость, прочность и теплостойкость. Более высокая теплостойкость присуща термореактивным, а не термопластичным пластмассам. Наиболее теплостойкими являются кремнийорганические и полиамидные пластмассы (до 300...350 °С).

Широкое применение для изготовления матриц нашли эпоксидные смолы, которые обладают более высокими механическими свойствами, что обеспечивает композиционным материалам на их основе большую прочность при сжатии и сдвиге. Смолы отверждаются при сравнительно низких температурах и с небольшой усадкой. При изготовлении деталей не требуется высоких

давлений, что важно при создании композитов, армированных высокопрочными хрупкими волокнами, так как снижается вероятность их повреждения.

Углеродная матрица по физико-химическим свойствам подобна углеродному волокну, т. е. обладает весьма высокой теплостойкостью, и позволяет наиболее полно реализовать в композите уникальные свойства углеродного волокна.

Металлическая матрица характеризуется высокими значениями прочности, ударной вязкости, модуля упругости. Металлы сохраняют свои свойства в более широком интервале температур, чем полимеры. В качестве матричных материалов преимущественно используют алюминий, титан, сплавы на их основе и магниевые сплавы.

В качестве матричного материала на основе *алюминия* применяют как технический алюминий, так и сплавы на его основе: АМц, АМг2, АМг6, Д16, Д20, В95 и др. Использование этих сплавов позволяет изменять механические характеристики матриц в достаточно широком пределе. Так, предел прочности сплава АМц составляет 130 МПа, АМг6 — 300 МПа, Д16 — 500 МПа, В95 — 600 МПа. Модуль упругости алюминиевых сплавов — примерно 70 ГПа. Сплавы обладают малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью. Для алюминиевых сплавов характерна высокая технологичность, они пластичны, хорошо обрабатываются резанием; заготовки могут быть получены вакуумной или аргодуговой сваркой.

Магниевые сплавы обладают плотностью меньшей, чем алюминиевые, однако они уступают им по прочности, модулю упругости и технологичности. Так, предел прочности сплавов МА2-1, МА5, МА8, используемых в качестве матричных материалов, — 250...300 МПа, модуль упругости — около 40 ГПа. Горячая пластичность этих сплавов ниже, чем у алюминиевых.

Титановые сплавы (в качестве матричного используют, например, сплав, содержащий 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V) имеют более высокие, чем у алюминиевых и магниевых сплавов, модуль упругости E — 140 ГПа и предел прочности — до 1000 МПа. Они сохраняют прочностные характеристики при нагреве до температур 300...450 °С. Сплавы обладают удовлетворительной пластичностью в горячем состоянии. Однако для их пластической деформации необходимы достаточно высокие напряжения. Это затрудняет получение композитов с хрупкими армирующими волокнами.

Область применения композитов. К достоинствам *композитов с полимерной матрицей* следует отнести высокие удельные прочностные и упругие характеристики, стойкость к химическим агрессивным средам, а также достаточную простоту изготовления. Однако им присущ ряд недостатков, определяемых свойствами полимерной матрицы. Это прежде всего низкие зна-

чения прочности при сжатии и сдвиге (при высоких удельных значениях этих величин), низкая теплостойкость, гигроскопичность и склонность к старению под воздействием климатических факторов.

Стеклопластики нашли достаточно широкое применение благодаря высоким коррозионной стойкости и прочности, в том числе при знакопеременных нагрузках. Стеклопластики легко обрабатываются резанием; их недостатком является снижение механических свойств в водной среде из-за ослабления связи стекло — полимер. Стеклопластики были первыми конструкционными материалами, используемыми в силовых конструкциях. Из них изготавливают детали фюзеляжа и крыльев летательных аппаратов, баллоны высокого давления. В качестве армирующего компонента используют нити, жгуты, ткани. У слоистых композитов на основе тканей — стеклотекстолитов — матричным материалом могут быть как термопластичные, так и терморезистивные полимеры.

В *органопластиках* в качестве армирующего компонента используются синтетические волокна. Природа связующего и армирующего компонентов одинакова, что приводит к их химическому взаимодействию, компоненты имеют близкие значения температурных коэффициентов линейного расширения. В связи с этим органопластики получают монолитную беспористую структуру с сильной адгезионной связью связующего и армирующего компонентов. Монолитность структуры обеспечивает высокое сопротивление ударным и циклическим нагрузкам, высокую вибростойкость. Органопластики — самые легкие композиционные материалы, их применение позволяет снизить массу конструкции (при одинаковых размерах) на 20...50 % по сравнению со стеклопластиковыми или сплавами алюминия. Однако в силовых конструкциях они практически не используются из-за низких значений предела прочности при сжатии и модуля упругости. Предел прочности при сжатии у органопластиков (около 300 МПа) примерно в 2 раза ниже, чем у углепластиков, и в 4 раза ниже, чем у боропластиков. Органопластики применяют в качестве обшивочного материала, из них изготавливают также детали оболочковой формы из-за технологичности при операциях намотки. Армирующие волокна непрерывные: в виде нитей, жгутов, тканей.

Углепластики — наиболее перспективный вид композитов. Их отличают высокие характеристики удельной прочности и жесткости, термостойкость, коррозионная стойкость. Композиты на основе эпоксидных связующих могут длительно работать при температуре до 200 °С, а на основе кремнийорганических смол до 300 °С. Благодаря высокой электропроводности углеродного волокна углепластики могут выполнять функции антистатика. Такое сочетание свойств определило их достаточно широкое применение: в авиационной и космической технике, автомобилестрое-

нии, для изготовления спортивного инвентаря. Форма армирующего компонента — нити, жгуты, ткани.

Боропластики обладают высокой прочностью при сжатии. Так, если пределы прочности при растяжении угле- и боропластиков близки, то предел прочности при сжатии боропластика практически в 2 раза выше — 1020...1160 МПа и 520...530 МПа для боро- и углепластика соответственно. Поэтому их целесообразно применять в силовых конструкциях, воспринимающих напряжения сжатия. Недостатком боропластиков является низкая технологичность — у них низкая обрабатываемость резанием.

В качестве армирующего компонента *композитов с углеродной матрицей* используется углеродное волокно. Основное назначение таких композитов — теплозащитные покрытия. Эти композиты сохраняют высокие механические свойства при очень высоких температурах. При нагреве до 2000 °С наблюдается даже некоторое повышение пределов прочности при растяжении и сжатии. По прочности углерод — углеродный композит в 5—10 раз превосходит специальные графиты. Так, значения пределов прочности композита марки КУП-ВМ при растяжении и сжатии составляют соответственно 200 и 260 МПа, тогда как у специальных графитов они не превышают 10 МПа при растяжении и 50 МПа при сжатии. Углерод — углеродные композиты нашли применение для тепловой защиты дисков авиационных тормозов, химически стойкой аппаратуры.

Композиты с металлической матрицей сочетают в себе достоинства и металлов, и композитов. Эти композиты обладают высокими значениями модуля упругости, предела прочности, ударной вязкости. Эти материалы сохраняют свои свойства при температурах значительно более высоких, чем композиты с полимерной матрицей. Важным является то, что прочная металлическая матрица обеспечивает высокие механические свойства в направлении, перпендикулярном оси волокон. Это определило конструкцию композитов с металлической матрицей как одноосную, т.е. более технологичную (рис. 13.2). Особо следует отметить, что только такие композиты можно упрочнить путем термической обра-

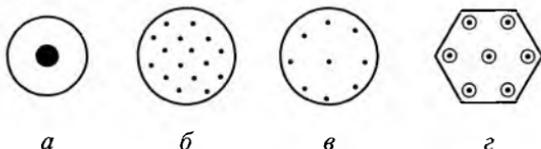


Рис. 13.2. Композиты с металлической матрицей:

а — моноволокно с металлическим покрытием; *б* — жгут, пропитанный металлом; *в* — металлический пруток, армированный моноволокном или тонкими жгутами; *г* — профиль, армированный жгутами

ботки или наклепа. Повышение механических характеристик достигается при этом за счет упрочнения материала матрицы.

Наиболее распространены композиты с матрицей из алюминия или сплавов на его основе вследствие их высокой технологичности при производстве композитов. В качестве армирующего компонента используют борные и углеродные волокна, стальную проволоку.

Предел прочности бороалюминия (композит марки ВКА-1) вдоль направления волокна при комнатной температуре в 2 раза выше, чем у конструкционных алюминиевых сплавов (1000...1200 МПа). При повышенных температурах его преимущество становится еще заметнее (при 500 °С предел прочности композита составляет 500 МПа). Прочность в поперечном направлении этого композита достаточно низкая — около 60 МПа, так как материалом матрицы является неупрочняемый сплав. При изготовлении матрицы из сплава Д16 и упрочнении композита путем термической обработки (закалка + старение) его прочность в поперечном направлении возрастает до 200 МПа.

Композиты с углеродным волокном (КАУ) получают методом пропитки, т. е. заливкой волокнистого каркаса. Материал матрицы в этом случае — литейный сплав алюминия. При армировании силумина АЛ2 углеродными волокнами достигается прочность до 1000 МПа и теплостойкость до 500 °С.

Использование для армирования стальной проволоки (композит КАС-1) позволяет повысить предел прочности до 1300...1450 МПа. В качестве матричного материала для композита КАС-1 используют упрочняемые сплавы алюминия, поэтому предел прочности в поперечном направлении достаточно высок — после термической обработки его значения приближаются к 300 МПа. Материалом матрицы является сплав САП-1, т. е. в этом случае имеем комбинированное упрочнение, которое в результате дает дисперсно-упрочненный волокнистый композит. Плотность композитов, армированных стальной проволокой, значительно выше, чем при армировании неметаллическими волокнами. Основное применение композитов с матрицей на основе алюминиевых сплавов — авиационная промышленность. Их используют вместо алюминиевых сплавов для повышения механических свойств, особенно модуля упругости. Так, замена сплава Д16 на композит ВКА-1 позволила повысить жесткость лонжерона крыла примерно в 1,5 раза.

Композиты с *магниево*й матрицей обладают более высокой удельной прочностью, чем композиты на основе алюминия, из-за малой плотности магния (плотность магния и алюминия составляет соответственно 1,74 и 2,7 г/см³). Предел прочности боромагния при комнатной температуре приближается к 1000 МПа, а при температуре 400 °С его значение около 500 МПа. Однако произ-

водство композитов с магниевой матрицей затруднено из-за низкой пластичности и свариваемости магниевых сплавов, а также рыхлой оксидной пленки на их поверхности.

Композиты с *титановой* матрицей армируют волокнами бора, борсика, карбида кремния, бериллия, молибдена. Основное достоинство этих композитов — высокая теплостойкость. Высокие значения прочности сохраняются до 650...700 °С. В направлении волокон предел прочности композитов составляет 1 100...1 300 МПа в зависимости от вида волокон и их количества, а в поперечном достигает 650 МПа из-за высокой прочности матрицы.

Композиты с титановой матрицей используют в качестве жаропрочного материала. Так, композит с матрицей из титанового сплава (90 % Ti, 6 % Al, 4 % V), армированный молибденовой проволокой, при температуре 650 °С имеет длительную прочность $\sigma_{100} = 170$ МПа.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое композиционный материал?
2. Как разделяются композиты по виду упрочнителя?
3. Из каких материалов изготавливают матрицы дисперсно-упрочненных и волокнистых композитов?
4. Какие материалы используются для упрочнения дисперсно-упрочненных композитов?
5. Из чего изготавливают волокна волокнистых композитов?
6. Какие дисперсно-упрочненные и волокнистые композиты применяются в промышленности?
7. От чего зависит прочность композитов?
8. В чем преимущества композитов перед металлическими сплавами?

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Гуляев А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. — М. : Metallurgy, 1978.
2. *Лахтин Ю. М.* Металловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. — М. : Машиностроение, 1990.
3. *Адашкин А. М.* Металловедение (металлообработка) : учебник для нач. проф. образования / А. М. Адашкин, В. М. Зуев. — М. : ПрофОбрИздат ИРПО, 2001.
4. Металловедение : учебник для сред. проф. образования / [А. М. Адашкин, Ю. Е. Седов, А. К. Онегина, В. Н. Климов]. — М. : Высш. шк., 2005.
5. Композиционные материалы: справочник / под ред. В. В. Васильева и Ю. М. Тарнопольского. — М. : Машиностроение, 1990.
6. *Третьяков В. И.* Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов / В. И. Третьяков. — М. : Metallurgy, 1976.
7. *Зуев В. М.* Термическая обработка металлов : учебник для техн. училищ / В. М. Зуев. — 2-е изд. — М. : Высш. шк., 1981.
8. *Лысанов В. С.* Эльбор в машиностроении / В. С. Лысанов, В. А. Букин, Б. А. Глаговский. — СПб. : Машиностроение, 1978.
9. Полимеры в узлах трения машин и приборов : справочник / [Е. В. Зиновьев и др.]. — М. : Машиностроение, 1980.
10. Металловедение : учебник / [Б. Н. Арзамасов и др.]. — М. : Изд. МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001.
11. *Уайэтт О.* Металлы, керамики, полимеры : пер. с англ. / О. Уайэтт, Д. Дью-Хьюз. — М. : Атомиздат, 1979.
12. *Лифшиц Б. Г.* Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лифшиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий. — М. : Metallurgy, 1980.
13. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. — М. : Metallurgy, 1983.
14. *Геллер Ю. А.* Металловедение : учеб. пособие / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. — М. : Metallurgy, 1989.
15. *Седов Ю. Е.* Справочник молодого термиста / Ю. Е. Седов, А. М. Адашкин. — М. : Высш. шк., 1986.
16. *Кобаяши А.* Обработка пластмасс резанием : пер. с англ. / А. Кобаяши. — М. : Машиностроение, 1974.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
Глава 1. Типы атомных связей и их влияние на свойства материалов ..	6
1.1. Межатомные силы притяжения и отталкивания	6
1.2. Ионная связь	6
1.3. Ковалентная связь	7
1.4. Металлическая связь	8
1.5. Силы Ван-дер-Ваальса	8
Глава 2. Строение металлов	9
2.1. Понятие о металлах и сплавах	9
2.2. Атомно-кристаллическое строение металлов	10
2.3. Строение реальных металлов	13
2.4. Кристаллизация металлов	16
2.5. Строение слитка	20
2.6. Основы теории сплавов. Диаграммы состояния	21
2.6.1. Типы сплавов	21
2.6.2. Диаграммы состояния сплавов	24
2.7. Методы упрочнения металлических сплавов	33
Глава 3. Методы изучения свойств металлов и сплавов	39
3.1. Методы изучения структуры металла	39
3.2. Механические свойства материалов и методы их определения	42
3.3. Физические свойства металлов	51
3.4. Химические свойства металлов	56
3.5. Технологические свойства металлов и сплавов	56
Глава 4. Сплавы железа с углеродом	66
4.1. Диаграмма состояния системы железо — цементит	66
4.2. Структура сплавов системы железо — цементит	70
Глава 5. Термическая обработка	72
5.1. Понятие о термической обработке	72
5.1.1. Принципы термической обработки	72
5.1.2. Превращения в стали при нагреве	72
5.1.3. Превращения в стали при охлаждении	77
5.2. Отжиг и нормализация	83
5.3. Закалка	88
5.3.1. Выбор температуры закалки	88
5.3.2. Обработка холодом	89

5.3.3. Закаливаемость и прокаливаемость	89
5.3.4. Дефекты закалки	92
5.4. Отпуск и старение	98
5.5. Поверхностное упрочнение	100
5.5.1. Общие сведения	100
5.5.2. Химико-термическая обработка	101
5.5.3. Поверхностная закалка	111
5.6. Условия нагрева и охлаждения при термической обработке	119
Глава 6. Стали	126
6.1. Примеси и их влияние на свойства сталей	126
6.2. Классификация сталей по качеству	127
6.3. Маркировка сталей	127
6.4. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сталей	129
6.5. Конструкционные стали общетехнического назначения	137
Глава 7. Чугуны	143
7.1. Общие сведения	143
7.2. Белые чугуны. Отбеливание	143
7.3. Чугуны с графитом	144
7.4. Термическая обработка чугунов	150
Глава 8. Стали и сплавы с особыми свойствами	154
8.1. Стали, устойчивые против коррозии	154
8.2. Жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы	158
8.3. Стали и сплавы с особыми магнитными свойствами	160
8.4. Металлы с особыми электрическими свойствами	163
8.5. Сплавы с особыми упругими свойствами	165
8.6. Износостойкие стали	166
8.7. Высокопрочные стали	167
8.8. Сплавы с памятью формы	168
8.9. Аморфные сплавы	169
Глава 9. Инструментальные материалы	172
9.1. Требования к свойствам инструментальных материалов	172
9.2. Материалы для изготовления режущего инструмента	174
9.2.1. Стали	174
9.2.2. Твердые сплавы и режущая керамика	181
9.2.3. Сверхтвердые материалы	187
9.2.4. Повышение стойкости лезвийного инструмента за счет нанесения износостойких покрытий	190
9.2.5. Абразивные материалы	192
9.2.6. Обрабатываемость резанием конструкционных материалов. Выбор инструментальных материалов	196
9.3. Материалы для штампового инструмента	206
9.3.1. Штамповые стали	206
9.3.2. Твердосплавный и алмазный инструмент для обработки давлением	211

9.3.3. Штамповые материалы для мелкосерийного производства	214
9.4. Материалы для контрольно-измерительного инструмента	215
Глава 10. Цветные металлы и сплавы	219
10.1. Медные сплавы	219
10.2. Алюминиевые сплавы	222
10.3. Магниеые сплавы	225
10.4. Титановые сплавы	226
10.5. Баббиты	227
Глава 11. Материалы для сварки и пайки	229
11.1. Материалы для сварки	229
11.1.1. Сварка	229
11.1.2. Материалы для сварки сталей	229
11.1.3. Сварные конструкции	234
11.1.4. Материалы для сварки чугуна и цветных металлов	236
11.2. Материалы для пайки металлов	237
11.2.1. Пайка металлов	237
11.2.2. Припой	238
11.2.3. Флюсы	242
11.2.4. Термическая обработка паяных деталей	243
Глава 12. Неметаллические материалы	245
12.1. Материалы на основе полимеров	245
12.1.1. Строение и свойства полимеров	245
12.1.2. Пластические массы	249
12.1.3. Эластомеры (каучуки) и резины	254
12.1.4. Пленкообразующие материалы	256
12.1.5. Применение пластмасс в промышленности	260
12.2. Стекло	262
12.2.1. Общая характеристика	262
12.2.2. Неорганическое стекло	262
12.2.3. Ситаллы	267
12.2.4. Органическое стекло	269
12.3. Древесина	269
Глава 13. Композиционные материалы	272
13.1. Общая характеристика	272
13.2. Дисперсно-упрочненные композиты	272
13.3. Волокнистые композиты	273
Список литературы	283

Учебное издание

**Адашкин Анатолий Матвеевич,
Зуев Виктор Максимович**

Материаловедение (металлообработка)

Учебное пособие

6-е издание, стереотипное

Редактор *Е. Б. Махиянова*
Технический редактор *Н. И. Горбачёва*
Компьютерная верстка: *А. В. Бобылёва*
Корректоры *О. А. Королёва, С. Ю. Свиридова, Т. Н. Морозова*

Изд. № 106102694. Подписано в печать 30.09.2008. Формат 60×90/16.
Бумага офс. № 1. Гарнитура «Таймс». Печать офсетная. Усл. печ. л. 18,0.
Тираж 4000 экз. Заказ № 6762.

Издательский центр «Академия». www.academia-moscow.ru
Санитарно-эпидемиологическое заключение № 77.99.02.953.Д.004796.07.04 от 20.07.2004.
117342, Москва, ул. Бултерова, 17-Б, к. 360. Тел./факс: (495) 330-1092, 334-8337.

Отпечатано с электронных носителей издательства.
ОАО «Тверской полиграфический комбинат», 170024, г. Тверь, пр-т Ленина, 5.
Телефон: (4822) 44-52-03, 44-50-34. Телефон/факс: (4822) 44-42-15.
Home page - www.tverpk.ru Электронная почта (E-mail) - sales@tverpk.ru





Издательский центр «Академия»

*Учебная литература
для профессионального
образования*

Наши книги можно приобрести (оптом и в розницу)

Москва

129085, Москва, пр-т Мира, д. 101 в, стр. 1
(м. Алексеевская)
Тел./факс: (495) 648-0507, 330-1092, 334-1563
E-mail: sale@academia-moscow.ru

Филиалы: Северо-Западный

198020, Санкт-Петербург, наб. Обводного канала,
д. 211-213, литер «В»
Тел.: (812) 251-9253, 252-5789, 575-3229
Факс: (812) 251-9253, 252-5789
E-mail: fspbacad@peterstar.ru

Приволжский

603005, Нижний Новгород, ул. Алексеевская, д. 24г и 24д
Тел.: (8312) 18-1678
E-mail: pf-academia@bk.ru

Уральский

620144, Екатеринбург, ул. Щорса, д. 92а, корп. 4
Тел.: (343) 257-1006
Факс: (343) 257-3473
E-mail: academia-ural@mail.ru

Сибирский

630108, Новосибирск, ул. Станционная, д. 30
Тел. / факс: (383) 300-1005
E-mail: academia_sibir@mail.ru

Дальневосточный

680014, Хабаровск, Восточное шоссе, д. 2а
Тел. / факс: (4212) 27-6022,
E-mail: filialdv-academia@yandex.ru

Южный

344037, Ростов-на-Дону, ул. 22-я линия, д. 5/7
Тел.: (863) 253-8566
Факс: (863) 251-6690
E-mail: academia-rostov@skytс.ru

Представительство в Республике Татарстан

420094, Казань, Ново-Савиновский район,
ул. Голубятникова, д. 18
Тел. / факс: (843) 520-7258, 556-7258
E-mail: academia-kazan@mail.ru

www.academia-moscow.ru

