

СРЕДНЕЕ
ПРОФЕССИОНАЛЬНОЕ
ОБРАЗОВАНИЕ

ФГОС 3+

А.А. Черепяхин
И.И. Колтунов
В.А. Кузнецов

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Рекомендовано ФГУ

«Федеральный институт развития образования»
в качестве **учебника** для использования
в учебном процессе образовательных учреждений,
реализующих программы
начального профессионального образования

Регистрационный номер рецензии № 492 от 02.07.2009 ФГУ «ФИРО»

Третье издание, стереотипное

BOOK.ru
ЭЛЕКТРОННО-БИБЛИОТЕЧНАЯ СИСТЕМА
КНОРУС • МОСКВА • 2016

СРЕДНЕЕ
ПРОФЕССИОНАЛЬНОЕ
ОБРАЗОВАНИЕ

ФГОС 3+

А.А. Черепяхин
И.И. Колтунов
В.А. Кузнецов

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Рекомендовано ФГУ
«Федеральный институт развития образования»
в качестве **учебника** для использования
в учебном процессе образовательных учреждений,
реализующих программы
начального профессионального образования

Регистрационный номер рецензии № 492 от 02.07.2009 ФГУ «ФИРО»

Третье издание, стереотипное

BOOK.ru
ЭЛЕКТРОННО-БИБЛИОТЕЧНАЯ СИСТЕМА
КНОРУС • МОСКВА • 2016

УДК 620.22(075.32)
ББК 30.3я723
Ч-46

Рецензенты:

М.В. Клубкова, мастер производственного обучения, преподаватель машиностроительных дисциплин ГОУ СПО ПК № 19,
Ю.М. Дмитриев, доц. МГТУ «МАМИ», канд. техн. наук

Черепяхин А.А.

Ч-46 **Материаловедение : учебник / А.А. Черепяхин, И.И. Колтунов, В.А. Кузнецов. — 3-е изд., стер. — М. : КНОРУС, 2016.— 238 с. — (Среднее профессиональное образование).**

ISBN 978-5-406-05107-8

DOI 10.15216/978-5-406-05107-8

Рассмотрены кристаллическое строение металла, процессы кристаллизации, пластической деформации и рекристаллизации. Изложены современные методы испытаний и критерии оценки конструктивной прочности материалов, определяющие надежность и долговечность изделий. Описаны фазы, образующиеся в сплавах, и диаграммы состояния, а также современные конструкционные материалы. Большое внимание уделено теории и технологии термической обработки. Даны практические рекомендации по выбору способа и режима термической и химико-термической обработки.

Соответствует ФГОС СПО 3+.

Для подготовки студентов машиностроительных специальностей среднего профессионального образования.

УДК 620.22(075.32)
ББК 30.3я723

Черепяхин Александр Александрович
Колтунов Игорь Ильич
Кузнецов Владимир Анатольевич

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Сертификат соответствия № РОСС RU.AГ51.Н03820 от 08.09.2015.

Изд. № 10730. Формат 60×90/16.

Гарнитура «Newton». Печать офсетная.

Усл. печ. л. 15,0. Уч.-изд. л. 11,0.

ООО «Издательство «КноРус».

117218, г. Москва, ул. Кедрова, д. 14, корп. 2.

Тел.: 8-495-741-46-28.

E-mail: office@knorus.ru <http://www.knorus.ru>

Отпечатано в полном соответствии с качеством предоставленного электронного оригинал-макета в типографии издательства.

117218, г. Москва, ул. Кедрова, д. 14, корп. 2.

© Черепяхин А.А., Колтунов И.И.,
Кузнецов В.А., 2016

ISBN 978-5-406-05107-8

© ООО «Издательство «КноРус», 2016

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	5
Глава 1. Понятие о металлических материалах	6
1.1. Общая характеристика металлов	7
1.2. Дефекты кристаллической решетки	11
1.3. Диффузия	19
1.4. Кристаллизация чистых металлов	20
1.5. Кристаллизация сплавов	32
Глава 2. Свойства металлов и сплавов	36
2.1. Механические свойства материалов	36
2.2. Структурные методы исследования материалов	48
2.3. Физико-химические свойства металлов и сплавов	56
Глава 3. Общая характеристика сплавов	63
3.1. Структура сплавов	66
3.2. Кристаллизация сплавов	66
3.3. Построение диаграммы состояния сплавов, образующих механическую смесь	69
3.4. Диаграмма сплавов, компоненты которых полностью растворимы в жидком и твердом состояниях	72
3.5. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют эвтектику	74
3.6. Диаграмма состояния сплавов с полиморфным превращением компонентов и эвтектидным превращением	76
3.7. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и с перитектикой	77
3.8. Превращения в железоуглеродистых сплавах	78
Глава 4. Железоуглеродистые сплавы	88
4.1. Основы черной металлургии	88
4.2. Чугун	89
4.3. Сталь	97
Глава 5. Термическая и химико-термическая обработка	119
5.1. Термическая обработка сплавов, не связанная с фазовыми превращениями в твердом состоянии	120
5.2. Термическая обработка сталей	122
5.3. Термическая обработка железоуглеродистых сплавов	129

5.4. Влияние термической обработки на механические свойства стали	135
5.5. Химико-термическая обработка сплавов	136
Глава 6. Цветные металлы и сплавы	144
6.1. Сплавы на основе меди	144
6.2. Сплавы на основе алюминия	150
6.3. Сплавы на основе магния	155
6.4. Титановые сплавы	159
6.5. Сплавы на основе бериллия	166
Глава 7. Неметаллические материалы	169
7.1. Полимерные материалы и пластмассы	169
7.2. Резиновые материалы	178
7.3. Клей и герметики	180
7.4. Лакокрасочные материалы	183
7.5. Прокладочные материалы	183
7.6. Волокнистые (древесные) материалы	184
Глава 8. Композиционные материалы	187
8.1. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы	189
8.2. Волокнистые композиционные материалы	194
Глава 9. Абразивные материалы	197
9.1. Основные свойства абразивных материалов	199
9.2. Разновидности абразивных материалов	199
9.3. Зернистость абразивных материалов	202
Глава 10. Материалы, устойчивые к воздействию температуры и рабочей среды	205
10.1. Коррозионно-стойкие сплавы	205
10.2. Жаростойкие сплавы	208
10.3. Жаропрочные сплавы	209
10.4. Тугоплавкие металлы и сплавы	212
10.5. Хладостойкие сплавы	213
10.6. Радиационно-стойкие сплавы	215
10.7. Сплавы с памятью формы	218
Глава 11. Основы нанотехнологии	221
11.1. Основные понятия и положения нанотехнологии	221
11.2. Грефен, углеродные нанотрубки и фуллерены	227
Глоссарий	232
Список литературы	237

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедением называется комплексная наука, изучающая зависимости между составом, внутренним строением и свойствами материалов, а также закономерности их изменения под воздействием внешних факторов: тепловых, механических, химических, электромагнитных, радиоактивных. Теоретические расчеты на основе соответствующих разделов физики и химии твердого тела не всегда могут дать однозначные ответы на поставленные практикой вопросы, поэтому в материаловедении большое значение имеют экспериментальные методы исследования строения и свойств материалов.

К числу важнейших свойств материалов относятся: механические (прочность, вязкость, твердость и др.); химические (сопротивление воздействию агрессивной среды); физические (электрические, магнитные, тепловые); технологические (жидкотекучесть, штампуемость, свариваемость, обрабатываемость резанием, прокаливаемость и др.).

Непрерывный рост уровня техники предъявляет все более высокие требования к эксплуатационным свойствам материалов различного назначения, а также к методам их получения и обработки. Современное материаловедение обобщает и использует результаты исследований отечественных и зарубежных ученых на основе физики и химии твердого тела, что позволяет разрабатывать новые конструкционные материалы и эффективные технологии их получения и обработки.

Все конструкционные материалы можно разделить на следующие группы: металлические материалы — к ним относят материалы и сплавы, которые подразделяются на черные (железо и его сплавы) и цветные (все остальные металлы и сплавы на их основе); неметаллические материалы (резина, пластмассы, стекло); древесные материалы; композиционные материалы, которые получают объединением в единое целое не менее двух разнородных материалов, часто не взаимодействующих друг с другом.

Изучение курса позволит обучающимся получить следующие профессиональные компетенции:

- разработка технологического процесса термической и химико-термической обработки металлов на основе информации нормативно-справочной документации;
- обеспечение технологическую подготовку производства по термической и химико-термической обработке металлов;
- внедрение и сопровождение в производстве технологический процесс термической и химико-термической обработки металлов.

ПОНЯТИЕ О МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Всякое вещество может находиться в твердом, жидком и газообразном агрегатном состояниях. Твердые вещества могут быть кристаллическими и аморфными. Кристаллическое тело отличается от аморфного упорядоченным расположением атомов и ионов в материале.

Кристаллические тела затвердевают или плавятся при определенных температурах или в интервале температур, при этом на экспериментальных кривых охлаждения появляются так называемые критические температуры (рис. 1.1, *a*, *b*).

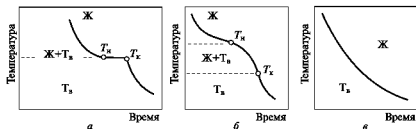


Рис. 1.1. Кривые охлаждения: *a* — чистых металлов и химических соединений; *b* — некоторых сплавов; *c* — аморфных материалов; T_n , T_k — температуры начала и конца перехода в твердое состояние (критические температуры); T_t — твердое состояние; Ж — жидкое

У аморфных тел при нагреве или охлаждении переходы (твердое состояние ↔ вязкое состояние ↔ жидкое состояние) плавные, на кривых охлаждения отсутствуют критические температуры (рис. 1.1, *c*).

Из известных в настоящее время элементов Периодической системы Д.И. Менделеева 76 являются металлами.

Общины для всех металлов являются свойства: характерный металлический блеск, хорошая отражательная способность и непрозрачность; высокие пластические свойства; высокая теплопроводность и электропроводность; зависимость электропроводности от тем-

пературы (с повышением температуры электропроводимость уменьшается, у большинства чистых металлов при температурах, близких к абсолютному нулю, электросопротивление скачкообразно падает до нуля — это сверхпроводимость); термоэлектронная эмиссия — способность испускать электроны при нагреве.

Условно металлы разделяют на две группы: черные металлы (железо и сплавы на его основе) и цветные металлы (Be, Mg, Al, Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu и т.д.). Цветные металлы разделяют на легкие (Be, Mg, Al, Ti); легкоплавкие (Zn, Cd, Sn, Sb, Pb, Bi); тугоплавкие (Ti, Cr, Zr, Nb, Mo, W, V...); благородные (Ph, Pd, Ag, Au, Pt...). Иногда из группы цветных металлов выделяют подгруппу редких цветных металлов. Редкие цветные металлы (Li, Rb, Cs, Be, Ra, Ga, Zr, Nb и др.) — группа металлов, используемая в небольших количествах, а также в новых областях техники.

Чистые металлы обладают низкой прочностью, поэтому в машиностроении применяются сплавы. Сплавы получают спеканием или сплавлением порошков двух и более металлов или металлов с неметаллами. Наибольшее применение в машиностроении нашли сплавы на основе железа с добавкой углерода (соединения Fe_3C) и легирующих (облагораживающих, улучшающих свойства) компонентов. Широкое распространение черных металлов обусловлено относительной простотой и дешевой их производством; хорошим сочетанием пластичности, твердости и прочности. Однако растущие требования к прочности, коррозионной устойчивости, уменьшению массы деталей машин приводит к большему распространению цветных сплавов на основе алюминия, титана, магния и других металлов.

1.1. Общая характеристика металлов

Атомы металлов характеризуются небольшим количеством (1...2) электронов на наружной электронной оболочке, поэтому их ионизационный потенциал невелик, что и объясняет легкость отрыва у них внешних электронов, при этом атомы превращаются в положительно заряженные ионы, «омываемые газом» из свободных коллективизированных электронов. Устойчивость металла, представляющего собой ионно-электронную систему, определяется силами притяжения и отталкивания между ионами и обобщенными электронами, образуя металлическую связь. Поэтому в металле атомы располагаются на расстояниях друг от друга, соответствующих минимальной суммарной

сле взаимодействия, образуя правильную кристаллическую решетку с минимальной энергией взаимодействия.

Свойства кристаллов зависят от электронного строения атомов и характера взаимодействия их в кристалле, а также от пространственного расположения атомов и их химического состава. Чистые металлы, как правило, обладают низкой прочностью и применяются сравнительно редко. Наиболее широко в современной технике используют сплавы, состоящие из двух или более элементов, которые называются компонентами. Компоненты образуют фазы — составные части системы, имеющие одинаковый состав и агрегатное состояние, отделенные от других фаз границей раздела, при переходе через которую свойства меняются скачком. Форма, размеры, характер взаимного расположения фаз в металлах или сплавах описывается понятием **структура**. При исследованиях кристаллической структуры металлов и сплавов изучаются макро- и микроструктуры, а также тонкая (атомная) структура.

Изучение макроструктуры, видимой невооруженным глазом или с помощью лупы, позволяет выявить характер излома, усадочные раковины, поры, размеры и форму крупных кристаллов. Используя специально подготовленные шлифованные и травленые образцы, определяют наличие трещин, химическую неоднородность (ликвацию), волокнистость.

Исследование макроструктуры дает общую картину кристаллического строения металла или сплава в больших объемах и позволяет выбрать характерные участки структуры для дальнейшего более детального изучения.

Микроструктуру исследуют с помощью оптических и электронных микроскопов на специально подготовленных образцах (микрошлифах, фольгах). Микроскопические методы дают возможность определить размеры и форму кристаллов, их распределение и относительные объемные количества, форму инородных включений и микропустот, ориентирование кристаллов, наличие специальных кристаллографических признаков и другие особенности микроструктуры металлов и сплавов.

Тонкую или атомную структуру изучают с помощью дифракционных методов анализа (рентгенография, электронография, нейтронография). Анализируя дифракционную картину, полученную при взаимодействии атомов кристалла с короткими волнами ($\lambda = 10^{-10} \dots 10^{-12}$ м) рентгеновских лучей (или волн электронов, нейтронов), можно получить информацию о расположении атомов в кристаллической решетке

и расстояниях между ними, т.е. определить тип кристаллической решетки материала.

Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой расположены атомы (ионы), образующие твердое кристаллическое тело (рис. 1.2).

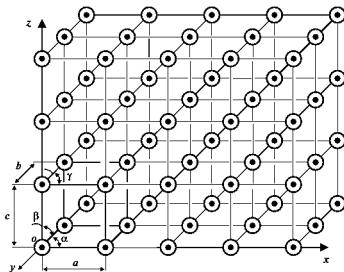


Рис. 1.2. Схема кристаллической решетки:
 ax , oy , oz — координатные оси; a , b , c , α , β , γ — линейные
и угловые характеристики решетки

Жирными линиями выделен наименьший параллелепипед (кристалл), последовательным перемещением которого в пространстве вдоль трех осей может быть построена вся решетка или кристалл.

Силы притяжения и отталкивания обеспечивают связь между соседними (ближний порядок) или удаленными (дальний порядок) атомами.

Наименьший параллелепипед (кристалл), дающий представление об атомной структуре и свойствах металла во всем объеме, называется элементарной ячейкой. Для описания элементарной ячейки кристаллической решетки используют три отрезка — ребра (a , b , c), равные расстояниям до ближайших соседей по осям координат, и три угла (α , β , γ) между этими отрезками.

Большинство металлов имеет кристаллическую решетку одного из трех типов: объемно-центрированный куб (ОЦК) — атомы

расположены в вершинах куба, а один атом — в центре его объема (рис. 1.3, *a*) — металлы K, Na, Li, Ti, W, Ta, Cr и др.; гранецентрированный куб (ГЦК) — атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани (рис. 1.3, *б*) — металлы Sr, Tl, Pb, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Cu и др.; гексагональная плотноупакованная (ГПУ) — атомы расположены в вершинах и центре шестигранных оснований призмы, а три атома — в средней плоскости призмы (рис. 1.3, *в*) — металлы Mg, Cd, Os, Zn и др.

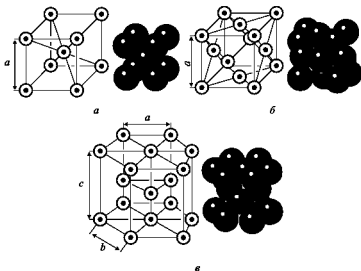


Рис. 1.3. Кристаллические решетки металлов:
a — объемно-центрированный куб; *б* — гранецентрированный куб; *в* — гексагональная плотно упакованная решетка;
a, b, c — характеристики решетки

Расстояние между центрами ближайших атомов в элементарной ячейке называется **периодом ячейки**. Он выражается в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-11} \text{ м}$). На одну элементарную ячейку ОЦК приходится два атома: один в центре, другой — в вершине куба. На одну элементарную ячейку ГЦК приходится четыре атома: один в вершине куба, а три — атомы, находящиеся в середине грани. Плотность кристаллической решетки характеризуется координационным числом, равным числу атомов, находящихся на одинаковом и наименьшем расстоянии от рассматриваемого атома. В элементарной ячейке ОЦК расстояние между атомами равно $0,5a\sqrt{3}$. На этом расстоянии у атома находятся 8 сосе-

дей. Координационное число равно 8 и обозначается К8. Плотность упаковки атома (коэффициент компактности ячейки), равная отношению объема, занятого атомами, к объему ячейки, составляет 68%.

Для ГЦК координационное число равно К12; плотность упаковки — 74%. Для ГКЦ в качестве характеристики ячейки принимаются два параметра: сторона шестиугольника b и высота призмы c . Координационное число равно Г12.

В кристалле плотность атомов в различных кристаллографических направлениях неодинакова, поэтому и свойства кристаллических тел зависят от направления, т.е. возникает анизотропия. Разница в физико-химических и механических свойствах в разных направлениях может быть весьма существенной. При измерении в двух взаимно-перпендикулярных направлениях значения прочности кристалла железа различаются более чем в 2 раза.

Анизотропия свойств характерна для одиночных кристаллов или для так называемых монокристаллов. В отличие от монокристаллов технические литые металлы являются поликристаллами, состоящими из большого количества различно ориентированных анизотропных кристаллов. В этом случае анизотропии нет, так как среднестатистическая плотность атомов по всем направлениям примерно одинакова, т.е. поликристаллическое тело является изотропным. Однако в процессе обработки давлением поликристалла возникает преимущественная ориентировка кристаллографических индексов в каком-то одном направлении. После такой обработки поликристалл становится текстурированным и анизотропным. Свойства деформированного металла вдоль и поперек направления деформации могут существенно различаться. Анизотропия может приводить к дефектам металла (расслоению, волнистости листа). Анизотропию необходимо учитывать при конструировании и разработке технологии получения деталей.

1.2. Дефекты кристаллической решетки

Идеальная кристаллическая решетка представляет собой многократное повторение элементарных кристаллических ячеек. Реальный кристалл отличается от идеального наличием различных структурных несовершенств — дефектов строения, нарушающих периодичность расположения атомов в кристаллической решетке. Эти дефекты оказывают существенное влияние на свойства материала.

Различают три типа дефектов кристаллического строения: точечные, линейные и поверхностные. Размеры точечных дефектов близки к межатомному расстоянию. У линейных дефектов длина на несколько порядков больше ширины, у поверхностных дефектов мала толщина, а ширина и длина больше ее на несколько порядков. Объемные дефекты (поры, трещины) имеют значительные размеры во всех трех направлениях.

Точечные дефекты образуются в процессе кристаллизации под воздействием тепловых, механических, электрических воздействий, а также при облучении нейтронами, электронами, рентгеновскими лучами. К точечным дефектам относятся: свободные места в узлах кристаллической решетки — вакансии; атомы, сместившиеся из узлов кристаллической решетки в межузельные промежутки — дислоцированные атомы; атомы других элементов, находящиеся как в узлах, так и в междоузлиях кристаллической решетки (если чужеродный атом находится между узлами или на ребрах решетки, то это атом внедрения, а в случае его расположения в свободном узле кристаллической решетки — атом замещения).

Вакансии и дислоцированные атомы могут появляться вследствие тепловых движений атомов. В характерных для металлов решетках энергия образования дислоцированных атомов значительно больше энергии образования тепловых вакансий. Поэтому основными точечными дефектами в металлах являются тепловые вакансии. При комнатной температуре концентрация вакансий сравнительно невелика и составляет около 1 на 10^{18} атомов, но она резко повышается при нагреве, особенно вблизи температуры плавления. Точечные дефекты не закреплены в определенных объемах металла, они непрерывно перемещаются в кристаллической решетке в результате диффузии.

Рассмотрим механизм образования вакансий в кристалле.

Вокруг узлов решетки (точек равновесия) атомы совершают колебательные движения. Чем выше температура тела, тем больше энергия атомов и амплитуда их колебаний. Отдельные атомы реального тела всегда имеют энергию и амплитуду колебаний выше средней. Эти атомы могут покинуть свои места в кристаллической решетке и перемещаться между ее узлами (рис. 1.4, *а*, атом 1). Место, где находится атом 1 (вакансия) занимает атом 2 из более глубоких слоев (рис. 1.4, *б*), на его место перемещается атом 3 (рис. 1.4, *в*) и так далее, т.е. вакансия продвигается в глубь кристалла, при этом происходит искажение кристаллической решетки (рис. 1.4, *г*). Источником тепловых вакансий являются свободные поверхности, границы и субграницы кристаллов, пустоты и трещины. При температурах, близких к температуре плавления, число вакансий может достигать 1...2% от числа атомов в теле.

Также вакансии могут образоваться в результате пластической деформации, рекристаллизации и при бомбардировке металла атомами или частицами высоких энергий.

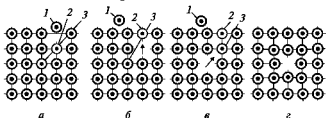


Рис. 1.4. Точечные дефекты кристаллической решетки металлов: а — атом 1 покинул свое место в кристаллической решетке; б — перемещение атома 2; в — перемещение атома 3; г — точечный дефект; 1 — дислоцированный атом; 2, 3 — перемещающиеся атомы

Важнейшими видами линейных несовершенств являются краевые и винтовые дислокации. Сдвинем часть идеального кристалла на одно межатомное расстояние, например влево (рис. 1.5). В таком случае в верхних рядах кристалла оказалось на один атом больше, чем в нижних, и образовалась лишняя плоскость $abcd$ (экстраплоскость).

Линия, перпендикулярная направлению сдвига кристалла, является краем экстраплоскости. Она называется **линейной краевой дислокацией** и может достигать многих тысяч межатомных расстояний. Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют **положительной**, если в нижней — **отрицательной**. Различие между дислокациями чисто условное. Перевернув кристалл, мы превращаем положительную дислокацию в отрицательную. Знак дислокации позволяет оценить результат их взаимодействия. Дислокации одного знака отталкиваются, а противоположного — притягиваются.

Разрежем кристалл плоскостью G и часть его сдвинем вверх на одно межатомное расстояние (рис. 1.6, а). Горизонтальные атомные плоскости изогнутся, и край каждой плоскости сомкнется с краем ближайшей соседней плоскости. Расположение атомов в сдвинутой (ab) и несдвинутой части (cd) даст винтовую линию. На рисунке 1.6, б белыми кружками обозначены атомы сдвинутой части, черными — несдвинутой. Линия EF представляет собой винтовую дислокацию, при наличии которой кристалл как бы состоит из закрученных по винту кристаллографических плоскостей.

Вблизи линии дислокации атомы смещены со своих мест и кристаллическая решетка искажена, что вызывает образование поля напряжений: выше линии дислокации решетка сжата, а ниже растянута.

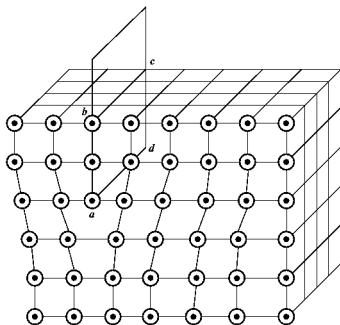


Рис. 1.5. Краевая дислокация:
abcd — экстраплоскость

Дислокации образуются уже при кристаллизации металлов, а также в ходе пластической деформации и фазовых превращений.

Наиболее важным изменением внутреннего строения кристаллов при деформировании металла является увеличение плотностей дислокаций ρ (отношение суммарной длины дислокаций к объему металла). У отожженного поликристаллического металла плотность дислокаций составляет $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$, а при сильной деформации ρ возрастает до $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$, т.е. увеличивается на пять — шесть порядков.

Теоретически рассчитанная прочность идеального кристалла в 10^3 раз выше экспериментально определенных значений для реального кристалла (теоретическая прочность железа составляет около 13 000 МПа, а фактическая — всего 250 МПа).

Расхождение теоретической и фактической прочности можно объяснить тем, что деформация происходит не путем одновременного смещения целых атомных плоскостей, а при постепенном перемещении дислокаций. Пластический сдвиг является следствием постепенного перемещения дислокаций в плоскости сдвига. Распространение

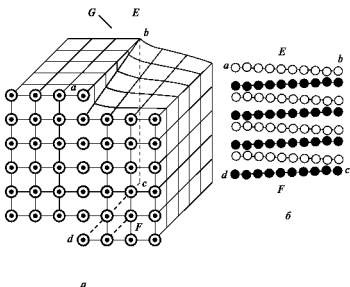


Рис. 1.6. Винтовая дислокация:
a — сдвиг части кристалла; *b* — винтовая дислокация *EF*;
G — плоскость сдвига; *ab* и *cd* — части кристалла

скольжения по плоскости скольжения происходит последовательно. Каждый элементарный акт перемещения дислокации из одного положения в другое совершается путем разрыва лишь одной вертикальной атомной плоскости. Для перемещения дислокаций требуется значительно меньшее усилие, чем для жесткого смещения одной части кристалла относительно другой в плоскости сдвига. При движении дислокации вдоль направления сдвига через весь кристалл происходит смещение верхней и нижней его частей лишь на одно межатомное расстояние. В результате перемещения дислокация выходит на поверхность кристалла и исчезает. На поверхности остается ступенька скольжения.

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

Пластическая деформация кристаллических тел связана с количеством дислокаций, их шириной, подвижностью, степенью взаимодействия с дефектами решетки и т.д. Характер связи между атомами влияет на пластичность кристаллов. Так, в неметаллах с их жесткими направленными связями дислокации очень узкие, они требуют боль-

ших напряжений (в 10^3 раз больших, чем для металлов). В результате хрупкое разрушение в неметаллах наступает раньше, чем сдвиг. Следовательно, причиной низкой прочности реальных металлов является наличие в структуре материала дислокаций и других несовершенств кристаллического строения. Получение бездислокационных кристаллов приводит к резкому повышению прочности материалов.

На рисунке 1.7 показана зависимость предела текучести δ , от плотности дислокаций. Прочность практически бездефектных кристаллов (нитевидные кристаллы, или «усы») приближается к теоретической. Наименьшими значениями прочности обладают отожженные металлы, при увеличении плотности дислокаций и уменьшении их подвижности путем различных видов обработки (давление, термообработка и т.д.) прочность увеличивается в несколько раз.



Рис. 1.7. Зависимость предела текучести от плотности дислокаций: σ_t — предел текучести; ρ — плотность дислокаций

Левая ветвь кривой соответствует созданию практически бездислокационных нитевидных кристаллов (так называемых усов), прочность которых близка к теоретической. При дальнейшем увеличении плотности дислокаций и других дефектов кристаллической решетки прочность материала уменьшается. Деформация, термическая обработка и другие виды воздействия на материал приводят к увеличению количества дислокаций в материале.

С повышением плотности дислокаций их движение становится все более затрудненным, что требует увеличения прилагаемой нагруз-

ки для продолжения деформации. В результате металл упрочняется, что соответствует правой ветви кривой.

Упрочнению способствуют и другие несовершенства кристаллического строения, тормозящие движение дислокаций. К ним относятся атомы растворенных в металле примесей и легирующих элементов, частицы выделений второй фазы, границы зерен или блоков и т.д.

На практике препятствие движению дислокаций, т.е. упрочнение, создается введением легирующих элементов, термической или термо-механической обработкой. Снижение температуры также препятствует свободному перемещению дислокаций. При низких температурах прочность растет, а пластичность падает. Металл становится более прочным, но хрупким.

Таким образом, повышение прочности металлов и сплавов может быть достигнуто двумя путями: получением металлов с близким к идеальному строением кристаллической решетки, т.е. металлов, в которых отсутствуют дефекты кристаллического строения, или же их число крайне мало; увеличением числа структурных несовершенств, препятствующих движению дислокаций.

Реальное твердое тело имеет поликристаллическое строение, т.е. состоит из множества кристаллов, соприкасающихся между собой. Отдельные кристаллы, образованные из множества элементарных кристаллов, получили название «зерно». На границах соседних зерен и образуются поверхностные дефекты, представляющие собой переходную область шириной 3...4 межатомных расстояний (рис. 1.8).

В этой области решетка одного кристалла переходит в решетку другого, имеющего иную кристаллографическую ориентацию. Образуются границы зерен разноориентированных кристаллов (рис. 1.9).

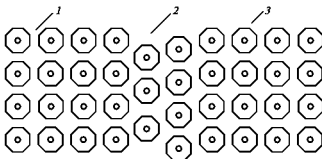


Рис. 1.8. Схема размещения атомов в области границ зерен металла:
1 — зерно № 1; 2 — граница; 3 — зерно № 2

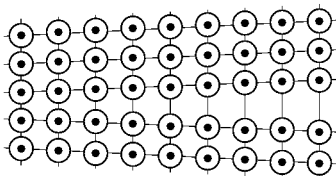


Рис. 1.9. Малоугловая граница между кристаллами

Угол взаимной разориентировки между соседними субзернами невелик (менее 5°), поэтому такие границы называются малоугловыми или субграницами. В результате реальный металл имеет сложную дислокационную структуру, называемую мозаичной, или блочной (рис. 1.10), которая определяет его свойства.

Строение границ зерен оказывает большое влияние на свойства металла.

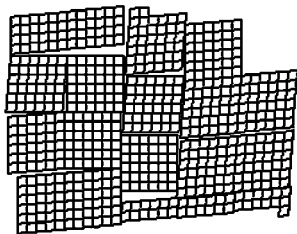


Рис. 1.10. Блочная структура кристалла

Из рисунка 1.11 видно, что границы зерен и фаз могут совпадать (когерентные), совпадать частично (полукogerентные) и не совпадать (некогерентные). Граница между зернами представляет собой узкую

переходную зону атомных расстояний с нарушенным порядком расположения атомов.

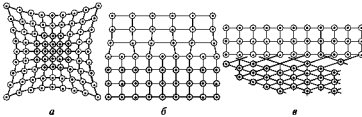


Рис. 1.11. Схема межфазных границ:
а — когерентные; б — полукogerентные; в — неkoгерентные

В граничной зоне кристаллическая решетка одного зерна переходит в решетку другого. Неупорядоченное строение переходного слоя усугубляется скоплением в этой зоне дислокаций и повышенной концентрацией примесей. Плоскости и направления скольжения в соседних зернах не совпадают. Скольжение первоначально развивается в наиболее благоприятно ориентированных зернах. Разная ориентировка систем скольжения не позволяет дислокациям переходить в соседние зерна, и, достигнув границы зерен, они останавливаются. Напряжения от скопления дислокаций у границ одних зерен упруго распространяются через границы в соседние зерна, что приводит в действие источники образования новых дислокаций. Происходит передача деформации от одних зерен к другим.

Поверхностные дефекты влияют на свойства металлов. Так, предел текучести δ_t связан с размером зерен d зависимостью $\delta_t = \delta_0 + kd^{-0.5}$, где δ_0 , k — постоянные для данного материала. Чем мельче зерно, тем выше предел текучести, вязкость и меньше опасность хрупкого разрушения. Под влиянием внешних факторов (механические нагрузки, тепловое воздействие) меняется количество и плотность дефектов, что отражается на свойствах металлов и имеет большое практическое значение.

1.3. Диффузия

Под **диффузией** понимают перемещения атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные данного вещества. Перемещения атомов, не связанных с изменением концентрации в различных объемах, называется **самодиффузией**. Диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации, происходит в сплавах или в металлах с повышенной концентрацией примесей и называется **диффузией** или **гетеродиффузией**.

В основе процесса диффузии в кристаллах лежит атомный механизм, при котором каждый атом совершает ряд перемещений между различными равновесными положениями в кристаллической решетке. Для описания процесса диффузии в твердом кристаллическом теле предложено несколько возможных механизмов: циклический, обменный, вакансионный и межузельный.

При циклической диффузии (рис. 1.12, *а*) совместно перемещаются группы атомов (атомы 1—4). Такие механизмы диффузии не требуют больших затрат энергии. При обменном механизме диффузии (рис. 1.12, *б*) атомы меняются местами (атомы 5—6). В металлах и сплавах диффузия преимущественно осуществляется по вакансионному механизму (рис. 1.12, *в*), при этом происходит замещение вакансий и их перемещений в глубь металла. При диффузии в металле элементов с малым атомным радиусом (углерод, азот, водород, кислород) происходит диффузия по межузельному механизму (рис. 1.12, *г*).

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

Диффузия лежит в основе большинства фундаментальных процессов, протекающих в металлах и сплавах, таких как кристаллизация, фазовые превращения, рекристаллизация, деформация, химико-термическая обработка и др.

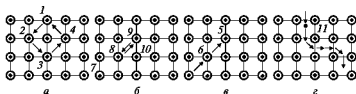


Рис. 1.12. Перемещение атомов в кристаллической решетке металлов: *а* — циклическая диффузия; *б* — обменный механизм диффузии; *в* — вакансионная диффузия; *г* — межузельная диффузия; 1...11 — перемещающиеся атомы

1.4. Кристаллизация чистых металлов

Переход металла из жидкого или парообразного состояния в твердое с образованием кристаллической структуры называется **первичной кристаллизацией**. Образование новых кристаллов в твердом кристал-

лическом теле — **вторичная кристаллизация**. Самопроизвольное зарождение кристаллов называют **гомогенной кристаллизацией**. Зарождение кристаллов за счет роста на уже существующих центрах кристаллизации — **гетерогенная кристаллизация**.

Гомогенная кристаллизация

Гомогенная (самопроизвольная) кристаллизация происходит в условиях, когда расплав переходит к термодинамическому более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией, которая характеризуется термодинамическим потенциалом G . С повышением температуры термодинамические потенциалы металла как в твердом (G_T), так и жидком (G_X) состояниях уменьшаются и становятся равными при равновесной температуре T_s кристаллизации (рис. 1.13). При равновесной температуре T_s жидкая и твердая фазы существуют одновременно, т.е. $G_X = G_T$. Кристаллизация протекает в том случае, когда термодинамический потенциал металла в твердом состоянии будет меньше термодинамического потенциала в жидком состоянии, т.е. при переохлаждении металла ниже равновесной температуры T_s . Величина $\Delta T = T_s - T_{кр}$ называется степенью переохлаждения и зависит от природы металла. Она увеличивается с повышением чистоты металла и ростом скорости охлаждения.

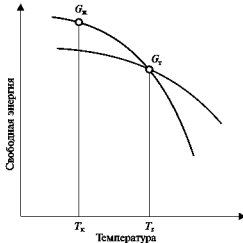


Рис. 1.13. Изменение свободной энергии металла в жидком (G_X) и твердом (G_T) состоянии в зависимости от температуры:

T_K — температура, при которой происходит кристаллизация;

T_s — равновесная температура кристаллизации

Плавление — процесс обратный кристаллизации, протекает при температуре выше равновесной, т.е. при перегреве. Разница между реальными температурами кристаллизации и плавления называется температурным гистерезисом. Термические кривые, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с различными скоростями (V), приведены на рис. 1.14. Температура жидкого металла при охлаждении уменьшается плавно. При достижении реальных температур кристаллизации (T_1, T_2, T_3) на кривых охлаждения появляются горизонтальные площадки, так как отвод тепла в окружающую среду компенсируется выделяющейся скрытой теплотой кристаллизации. По окончании кристаллизации температура уже затвердевшего металла опять плавно понижается. При медленном охлаждении (V_1) степень переохлаждения (ΔT_1) мала и кристаллизация протекает при температуре, близкой к равновесной. С увеличением скоростей охлаждения кристаллизация протекает при более низких температурах, при этом степень переохлаждения увеличивается.

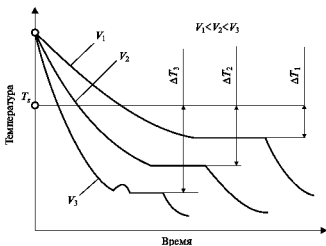


Рис. 1.14. Кривые охлаждения металла:
 T_s — температура, при которой жидкая и твердая фазы существуют одновременно; $\Delta T_1, \Delta T_2, \Delta T_3$ — степень переохлаждения при скорости охлаждения соответственно V_1, V_2, V_3

В жидком состоянии атомы металла вследствие теплового движения перемещаются беспорядочно. В то же время в жидкости имеются микрообъемы, в пределах которых расположение атомов металла аналогично их расположению в решетке кристалла. Такие группировки

называются **фазовыми флуктуациями**. Фазовые флуктуации неустойчивы, они рассасываются и вновь возникают в другом элементарном объеме жидкости. При переохлаждении жидкого металла наиболее крупные флуктуации становятся устойчивыми и способными к росту. Эти устойчивые группировки атомов называют центрами кристаллизации или зародышами. Зародыши, возникающие в процессе кристаллизации, могут быть различной величины. Рост зародыша возможен только при условии, если он достиг определенного размера ($r_{кр}$), начиная с которого его рост ведет к уменьшению свободной энергии (рис. 1.15).

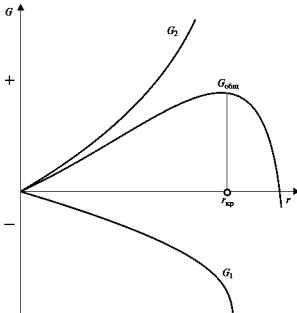


Рис. 1.15. Изменение термодинамического потенциала (энергия Гиббса) при образовании зародышей в зависимости от их размера:
 G — термодинамический потенциал; r — размер зародыша;
 $r_{кр}$ — критический размер зародыша; $G_{общ}$ — потенциал системы;
 G_1 — уменьшение энергии Гиббса за счет перехода части жидкого объема металла в твердый; G_2 — избыточная поверхностная энергия

Рост кристаллов заключается в присоединении к зародышам все новых атомов из жидкой фазы (рис. 1.16).

Скорость процесса кристаллизации и окончательный размер кристаллов при затвердевании определяется соотношением между скоростью образования центров кристаллизации (число зародышей в еди-

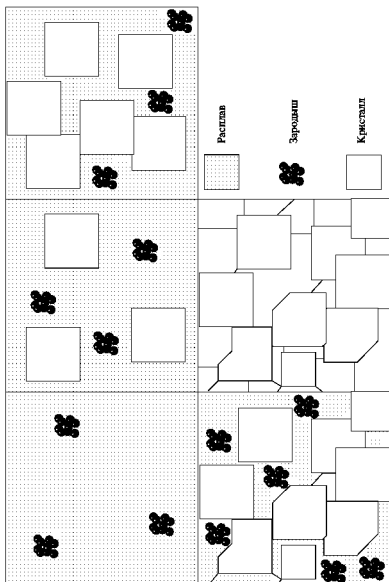


Рис. 1.16. Схема роста кристаллов

ницу времени в единице объема) и скоростью их линейного размера растущего кристалла в единицу времени. Чем больше скорости образования зародышей и их роста, тем быстрее протекает процесс кристаллизации. При равновесной температуре кристаллизации T_s число зародышей и скорость их роста равны нулю, и кристаллизация не происходит (рис. 1.17, а).

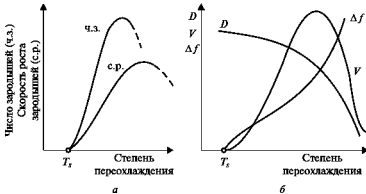


Рис. 1.17. Зависимость числа зародышей (ч.з.), скорости роста зародышей (с.р.), разности свободных энергий (Δf) жидкой и твердой фаз, коэффициента диффузии (D) и средней скорости кристаллизации (V) от степени переохлаждения (ΔT); T_s — равновесная температура кристаллизации

При увеличении степени переохлаждения скорость образования зародышей и скорость их роста возрастают и достигают максимума, а затем снижаются. Это можно объяснить тем, что с повышением степени переохлаждения разность термодинамических потенциалов жидкого и твердого металлов (ΔG) возрастает, что приводит к увеличению числа зародышей (ч.з.) и скорости их роста (с.р.). Но при этом также требуется диффузия атомов металла к центрам кристаллизации.

При небольших степенях переохлаждения диффузия протекает интенсивно, размер кристаллического зародыша велик, а скорость образования зародышей мала и при затвердевании формируется крупнокристаллическая структура.

При больших степенях переохлаждения диффузия атомов (коэффициент диффузии D) уменьшается и образование зародышей и их рост затруднены (рис. 1.17, б), но поскольку скорость образования зародышей увеличивается более интенсивно, чем скорость их роста, при затвердевании формируется мелкозернистая структура.

Границы зерен препятствуют перемещению дислокаций и являются местом повышенной концентрации примесей, поэтому они, а сле-

довательно, и размер зерна оказывают существенное влияние на механические свойства металла. Под размером зерна принято понимать величину его среднего диаметра, выявляемого в поперечном сечении. Это определение условно, так как действительная форма зерна в металлах меняется в широких пределах — от нескольких микрометров до миллиметров. Размер зерна оценивается в баллах по специальной шкале (ГОСТ 5639—82) и характеризуется числом зерен, приходящихся на 1 мм² поверхности шлифа при увеличении в 100 раз (рис. 1.18).

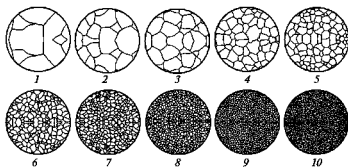


Рис. 1.18. Шкалы для определения величины зерна (ГОСТ 5639—82) увеличение 1:100:
1...10 — баллы

Размер зерна металла зависит не только от степени переохлаждения, но и от температур нагрева и разливки жидкого металла, его химического состава и особенно от чистоты металла, т.е. наличия в нем посторонних примесей.

Как правило, чем мельче зерно, тем выше его механические свойства, особенно характеристики прочности и пластичности.

Гетерогенная кристаллизация

Гомогенное образование зародышей на основе фазовых и энергетических флуктуаций может происходить только в высокочистом жидком металле. В технических металлах и сплавах процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от уже имеющихся в жидком растворе готовых центров кристаллизации. Такими центрами могут быть частицы тугоплавких соединений (оксиды, нитриды, карбиды и т.д.), образуемых примесями. Чем больше этих частиц тугоплавких соединений в жидком металле, тем больше центров кристаллизации (зародышей) и тем мельче размер

образующихся кристаллов. Такая кристаллизация называется несопроизвольной или гетерогенной.

С целью регулирования размеров зерен широко применяют искусственное введение в расплав перед разливкой специальных добавок — модификаторов, создающих дополнительные центры кристаллизации. В качестве модификаторов используют поверхностно-активные вещества (бор, магний, церий и др.), а также элементы, образующие тугоплавкие соединения (карбиды, оксиды, нитриды, интерметаллиды и т.д.). Перегрев жидкого металла приводит к растворению или дезактивации примесей, играющих роль дополнительных центров кристаллизации, и способствует образованию крупных зерен. Для их измельчения проводят подстуживание перегретого расплава до температуры чуть выше температур плавления и выдержку при этих температурах. При этом происходит выделение из жидкого раствора примесей, которые становятся дополнительными центрами кристаллизации и измельчают зерно.

Строение металлического слитка

Температура жидкого металла, скорость его охлаждения, направление отвода теплоты, содержание примесей оказывают определяющее влияние на форму и размер зерен, образующихся при кристаллизации. В большинстве случаев кристаллизация металлов протекает с большой скоростью (кристаллизация при заливке жидкого металла в изложницу, кристаллизация расплава при литье в металлические формы, кристаллизация при непрерывной разливке). При ускоренном охлаждении расплава кристаллы растут неравномерно. Рост зародышей по одной из осей в направлении наибольшего градиента температур значительно опережает рост по другим осям, и происходит так называемая дендритная кристаллизация.

Российский ученый Д.К. Чернов, описывая рост дендрита (рис. 1.19, *а, в, г*), ввел «порядок осей кристаллизации». После образования зародыша его развитие в первую очередь идет в направлении наибольшего градиента температур — ось первого порядка (рис. 1.19, *б*).

Увеличение размеров осей первого порядка происходит не только в длину, но и в ширину. В дальнейшем от осей первого порядка под определенными углами начинают расти новые оси, называемые осями второго, третьего и более высоких порядков. По мере их роста постепенно заполняются все промежутки, ранее занятые жидким металлом, и дендритная кристаллизация замедляется. Дендритная кристаллизация отчетливо выражена при недостатке жидкого метал-

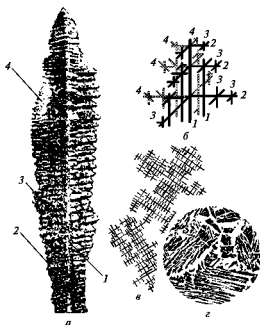


Рис. 1.19. Дендритная кристаллизация по Д.К. Чернову: *a* — внешний вид дендрита; *б* — структура дендрита; *в* — схема роста дендритов; *г* — микроструктура литой стали (дендритное строение); 1, 2, 3, 4 — оси кристаллизации

ла для заполнения междоусных пространств (на поверхности слитка или в усадочной раковине) и при наличии примесей и посторонних атомов в расплаве.

Структура слитка (рис. 1.20, *a*) зависит от количества и свойств чужеродных компонентов в металле, температуры разлива и скорости охлаждения расплава, формы и шероховатости внутренней поверхности литейной формы, а также от ее теплопроводности.

В начальный момент разлива при соприкосновении жидкого расплава с относительно холодными стенками изложницы металл подвергается интенсивному переохлаждению. Скорость кристаллизации определяется большим числом центров кристаллизации. Образуется мелкозернистая структура (зона *Л*). После образования первой зоны условия кристаллизации изменяются — снижение температуры заливаемого металла и повышение температуры стенок изложницы приводят к уменьшению скорости охлаждения. Так как теплоотвод от жидкого расплава в середине слитка уменьшается и направлен пер-

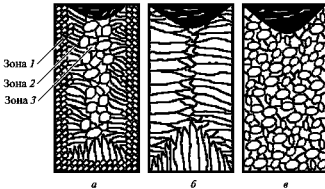


Рис. 1.20. Схемы микроструктуры слитков:
a — типичная; *b* — транскристаллическая; *в* — однородная мелкозернистая

пендикулярно стенкам изложницы, то в центральной зоне (зона 2) образуются столбчатые крупные дендриты. Кристаллы растут к центру слитка внутрь жидкого расплава. Зоны столбчатых кристаллов в процессе кристаллизации стыкуются, это явление называется транскристаллизацией. Для малопластичных металлов и для сталей это явление нежелательное, так как при последующей прокатке, ковке могут образовываться трещины в зоне стыка кристаллов.

Типичная структура слитка состоит из трех зон и усадочной раковины (рис. 1.20, *a*).

В процессе дальнейшей кристаллизации исчезает направленность отвода тепла, скорость охлаждения значительно уменьшается, и в центральной части слитка образуются крупные различно ориентированные кристаллы (зона 3).

Так как объем жидкого металла больше объема затвердевшего, то в центральной части слитка образуется усадочная раковина, около которой сосредоточены различные пустоты. Наличие усадочной раковины в центральной части слитка не позволяет полиоцеино прокатать его. Поэтому в верхней части литейной формы устанавливают утепляющую насадку, что замедляет охлаждение жидкого металла в верхней части слитка и переводит раковину вверх. Для получения в дальнейшем качественного проката верхнюю часть слитка отрезают и направляют на переплав, а оставшуюся часть подвергают обработке давлением.

По мере охлаждения слитка легкоплавкие примеси (сера, фосфор и другие элементы) все более обогащают оставшуюся жидкую часть

слитка, что приводит к образованию химической неоднородности состава как в пределах одного кристалла (дендритная ликвация), так и в различных зонах слитка (зональная ликвация). Части кристалла, образующиеся в первые моменты их формирования (оси первого порядка), обогащены тугоплавкими компонентами, а те части, которые кристаллизуются позже (оси второго, третьего и последующих порядков) и междоузельные пространства, все более обогащаются легкоплавкими соединениями. По мере затвердевания слитка жидкая часть, обогащенная легкоплавкими примесями, смещается к центру, что и приводит к зональной ликвации. Кроме дендритной и зональной ликвации различают также химическую неоднородность, образующуюся в результате затвердевания несмешивающихся жидкостей различной плотности (гравитационная ликвация). Для ее предотвращения применяют большие скорости охлаждения, а также литье в невесомости.

На структуру и соответственно свойства слитка большое влияние оказывает технология его получения. Так, перегрев металла и его быстрое охлаждение при кристаллизации приводит к образованию преимущественно столбчатых кристаллов (рис. 1.20, б), в зоне которых наблюдается наибольшая плотность. Это так называемая транскристаллическая структура. При непрерывной разливке стали жидкий металл поступает в водоохлаждаемый кристаллизатор, затвердевает и вытягивается с противоположного конца. В этом случае литой металл обладает мелкозернистой структурой и высокой пластичностью, при этом не образуется усадочной раковины (рис. 1.20, в).

Полиморфные превращения

Некоторые металлы при разных температурах могут иметь различную кристаллическую решетку. Способность металла существовать в различных кристаллических формах носит название **полиморфизма** или аллотропии. Принято обозначать полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, индексом α (Fe_α), при более высокой индексом β , затем γ и т.д.

Температура превращения одной кристаллической модификации в другую называется **температурой полиморфного превращения**.

При полиморфном превращении меняются форма и тип кристаллической решетки (рис. 1.21). Это явление называется **перекристаллизацией**.

Например, при температуре ниже 911 °С устойчиво Fe_α , в интервале 911...1392 °С устойчиво Fe_γ . При нагреве выше 911 °С атомы решетки ОЦК перестраиваются, образуя решетку ГЦК. Полиморфные

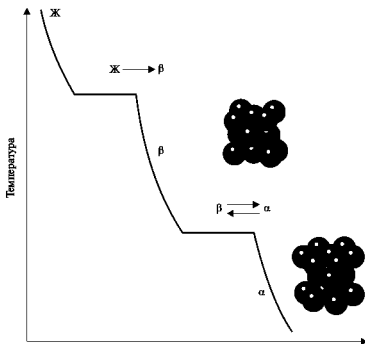


Рис. 1.21. Кривая охлаждения металла, имеющего две полиморфные формы: β — с решеткой ГЦК и α — с решеткой ГПУ; Ж — жидкость

превращения происходят не только в чистых металлах, но и в сплавах, а также в химических соединениях и сопровождаются скачкообразным изменением всех свойств металлов или сплавов. Например, плотность Fe_{γ} на 3% больше плотности Fe_{α} , а удельный объем соответственно меньше.

Типы кристаллических решеток важнейших металлов с полиморфными превращениями приведены в табл. 1.1.

Таблица 1.1

Типы кристаллических решеток важнейших металлов с полиморфными превращениями

Металл	Тип кристаллической решетки	Температура превращений, °С
Ca	ГЦК; ГПУ	450
Ce	ГПУ; ГЦК	477
Fe	ОЦК; ГЦК; ОЦК	911; 1 392
Ti	ГПУ; ОЦК	882
Zn	ГПУ; ОЦК	882

Полиморфные превращения происходят при вторичной кристаллизации, когда новые кристаллы образуются из твердой фазы. Термодинамические аспекты вторичной кристаллизации (термодинамический потенциал реакции, число центров кристаллизации, скорость роста кристаллов) принципиально не отличаются от уже рассмотренных при первичной кристаллизации.

1.5. Кристаллизация сплавов

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

Структура и свойства чистых металлов отличаются от структуры и свойств сплавов, состоящих из двух и большего числа металлов. Сплав — вещество, полученное сплавлением двух или более элементов. Возможны другие способы приготовления сплавов: спекания, электролиз, возгонка. В этом случае вещества называются псевдосплавами. Сплав, приготовленный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называется **металлическим сплавом**.

Переход сплава из жидкого состояния в твердое, как и при кристаллизации чистых металлов, протекает только при наличии некоторого переохлаждения. Процесс кристаллизации протекает в результате образования зародышей (центров кристаллизации) и последующего их роста в виде дендритных или полногранных кристаллов.

Твердые фазы, образующиеся в жидком сплаве, отличаются по составу от исходной жидкой фазы. Поэтому для образования устойчивых зародышей необходимы флуктуации концентраций. **Флуктуация концентрации** — временно возникающие отклонения химического состава в отдельных малых объемах жидкости от среднего ее состава. Эти флуктуации могут возникнуть в результате диффузионного перемещения атомов в растворе (тепловые перемещения).

Зародыши новой фазы могут возникнуть только в тех микрообъемах исходной фазы, состав которых (как результат флуктуации) по концентрации и расположению атомов соответствует составу и строению новой кристаллизующейся фазы.

Превращения в твердой фазе также протекают в результате образования зародышей новой фазы и последующего их роста. Диффузион-

ная подвижность атомов твердой фазы меньше подвижности атомов жидкой фазы. Поэтому образование и рост зародышей новой фазы затруднено сложностью получения требуемых флуктуаций состава и замедленным подводом атомов одного из компонентов исходной (матричной) фазы к границам кристалла.

При образовании зародыша новой фазы во многих случаях соблюдается принцип структурного и размерного соответствия.

Зародыш новой фазы сопряжен с исходной (матричной) фазой по определенным кристаллографическим плоскостям, наиболее сходным по расположению атомов и по расстоянию между ними. До тех пор пока на границе старой и новой фазы существует когерентность (сопряженность) решеток по определенным кристаллографическим плоскостям (рис. 1.22, *a*), рост новой фазы происходит с большой скоростью, так как атомы упорядоченно перемещаются на незначительные расстояния. Однако вследствие разницы в удельных объемах старой и новой фаз образование большого числа зародышей приводит к возникновению упругих напряжений в старой фазе. Эти напряжения приводят к сдвиговым деформациям и нарушению когерентности, и как следствие, к образованию межфазной границы (рис. 1.22, *б*). Когерентный рост становится невозможным.

При высоких температурах когерентность быстро нарушается, так как предел упругости оказывается сниженным. Однако рост кристал-

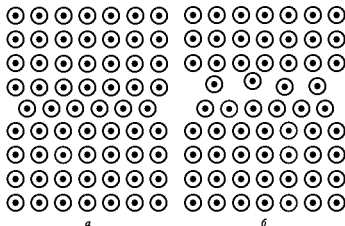


Рис. 1.22. Схема границ между старой и новой (затемненные кружки) фазами: *a* — непрерывный переход одной решетки в другую при сопряженных решетках; *б* — неупорядоченность на границе фаз, приводящая к нарушению когерентной связи

лов новой фазы продолжается достаточно быстро (за счет диффузионного перемещения атомов из матричной фазы к новой через границу раздела фаз). Такой механизм превращения получил название **диффузионного** или **нормального**. Если при этом между старой и новой фазами существует структурное соответствие, то новая фаза располагается вдоль кристаллографических плоскостей старой фазы в виде пластин или игл. Такую структуру называют **видманштетовой** (рис. 1.23, *а*).

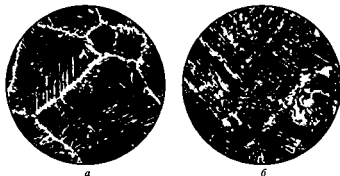


Рис. 1.23. Микроструктуры сталей:
а — видманштетовая структура (сталь, 0,65% С);
б — мартенситная структура (сталь 0,2% С)

Если новая стабильная фаза по составу и структуре кристаллической решетки значительно отличается от исходной, то часто возникает промежуточная, метастабильная фаза. При понижении температуры метастабильная фаза переходит в стабильную, что приводит к нарушению когерентной связи решеток и образованию межфазной границы (см. рис. 1.22, *б*). При быстром охлаждении сплав может состоять из метастабильной фазы при низкой температуре и устойчивой — при более высоких температурах.

При бездиффузионном превращении высокотемпературной (β) модификации в низкотемпературную (α) не происходит изменения состава фаз. Превращение протекает за счет закономерного перемещения (сдвига) атомов. Атомы сохраняют своих «соседей» и смещаются по отношению друг к другу на расстояния, меньшие межатомных. Новая фаза когерентно связана с исходной. При нарушении когерентности рост кристаллов прекращается. Превращение развивается за счет образования новых кристаллов, когерентно связанных с исходной фазой.

Скорость роста кристаллов может достигать 10^3 м/с. Такое превращение называют **мартенситным**, а фазу — **мартенситом** (рис. 1.23, *б*).

Контрольные вопросы

1. Чем отличается микроструктура от макроструктуры?
2. Что такое кристаллическая решетка?
3. Какие типы дефектов кристаллической решетки вы знаете?
4. Что такое вакансии?
5. Каким образом вакансии перемещаются в глубь кристаллической решетки?
6. Почему в зоне дислокаций кристаллическая решетка упруго искажена?
7. Опишите происхождение винтовой дислокации.
8. В чем различие между краевыми и винтовыми дислокациями?
9. Почему на границах зерен атомы располагаются иначе, чем в глубине зерна?
10. Что понимают под термином «диффузия»?
11. Что такое самодиффузия атомов?
12. В чем различие между циклической и межузельной диффузией?
13. Что такое первичная кристаллизация?
14. Какие условия необходимы для протекания процесса кристаллизации?
15. Чем отличается гомогенное образование зародышей от гетерогенного?
16. Как происходит кристаллизация чистых металлов, сплавов?
17. Что понимают под термином «размер зерна»?
18. Как получить мелкое зерно в литом металле?
19. При каких условиях происходит гомогенная кристаллизация?
20. Объясните механизм дендритной кристаллизации.
21. Что такое полиморфизм?
22. Какая структура называется видманштетовой?

СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

При изготовлении и эксплуатации деталей машин, отдельных узлов, механизмов и в целом машин необходимо знать и учитывать свойства конструкционных материалов.

В зависимости от назначения, условий изготовления и эксплуатации машины в целом и отдельной детали необходимо различать следующие свойства:

- физические (цвет, температура плавления, теплопроводность и теплоемкость, электропроводность и магнитные свойства и др.);
- химические (химическая активность, антикоррозионные свойства и др.);
- механические (твердость, прочность, ударная вязкость и др.);
- эксплуатационные (износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость, жаропрочность, хладостойкость, антифрикционность и др.);
- технологические (литейные, способность материала к обработке давлением; свариваемость; обрабатываемость резанием).

Приведенная градация свойств достаточно условна. Некоторые свойства принадлежат к различным группам (коррозионная стойкость — химическое и эксплуатационное свойство; износостойкость — механическое и эксплуатационное свойство).

2.1. Механические свойства материалов

Механические свойства материалов определяют их поведение под воздействием приложенных внешних нагрузок. К ним относятся:

- *прочность* — сопротивление материала деформации и разрушению;
- *упругость* — свойство материала восстанавливать первоначальную форму после снятия нагрузки;
- *твердость* — свойство материала сопротивляться проникновению в него другого более твердого тела;
- *хрупкость* — свойство материала разрушаться без заметного поглощения механической энергии в необратимой форме;

- *вязкость* — свойство материала, не разрушаясь, поглощать в заметных количествах механическую энергию в необратимой форме;
- *изнашиваемость* — свойство материала подвергаться поверхностному разрушению или повреждению под воздействием внешнего трения;
- *износостойкость* — сопротивление материалов деталей машин и других трущихся изделий износу;
- *выносливость* — свойство материала выдержать, не разрушаясь, большое число повторно-переменных напряжений. Постепенное разрушение материала при большом числе повторно-переменных напряжений называется *усталостью*;
- *ползучесть* — способность материала медленно и непрерывно деформироваться при постоянном напряжении и повышенной температуре.

Количественные (числовые) характеристики прочностных параметров определяются стандартными испытаниями. Различают следующие виды испытаний: статические на растяжение, сжатие, изгиб, кручение; динамические на ударную вязкость; на усталость при цикловых нагрузках; технологические.

Статические испытания

Статические испытания осуществляются при медленном возрастании нагрузок. Основным видом испытаний является испытание на растяжение (ГОСТ 1497—84*), позволяющее определить прочность материала и его склонность к упругим и пластическим деформациям. При испытаниях на специальных разрывных машинах (рис. 2.1, а) растягивают стандартный образец. При этом измеряют силу сопротивления созданной деформации.

При построении графика в координатах «напряжение — деформация» получаем диаграмму условных напряжений (рис. 2.1, б). Условное напряжение (σ) равно отношению величины, прилагаемой к образцу нагрузки (F), к исходной площади поперечного сечения образца (A_0):

$$\sigma = \frac{F}{A_0},$$

где F — усилие, Н; A_0 — начальная площадь поперечного сечения образца, м² или мм².

В технической литературе используется размерность МПа (1 Н/мм² = 1 МПа). Диаграмма условных напряжений позволяет опре-

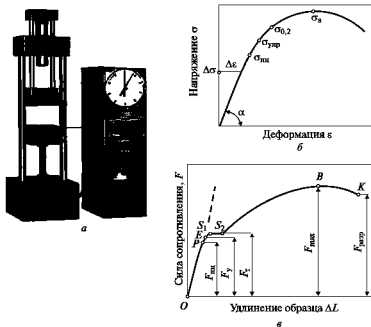


Рис. 2.1. Испытание на разрывных машинах:

- a* — общий вид разрывной машины; *б* — диаграмма условных напряжений; *в* — диаграмма растяжения; σ_{mn} — предел пропорциональности; σ_{yup} — предел упругости; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; σ_b — предел прочности; *OP* — участок упругой деформации; *E* — точка удлинения образца на 0,05%; S_1, S_2 — площадка текучести; *B* — наибольшая нагрузка на образец; *K* — разрушение образца; F_{mn} — наибольшее усилие упругой деформации; F_y — усилие предела упругости; F_{max} — усилие, предшествующее разрушению образца; F_{yup} — усилие истинного сопротивления разрушению

делить предел пропорциональности σ_{mn} , предел упругости σ_{yup} , предел текучести $\sigma_T = \sigma_{0,2}$, предел прочности σ_b и модуль нормальной упругости E

$$E = \operatorname{tg} \alpha = \frac{\Delta \sigma}{\Delta \varepsilon}.$$

Однако наиболее точные результаты получаются при построении диаграммы растяжения (рис. 2.1, *в*) в координатах «сила сопротивления — удлинение образца». Предел пропорциональности σ_{mn} — напряжение, при котором зависимость «нагрузка — удлинение» перестает быть пропорциональной. Участок *OP* показывает предел упругой деформации материала, т.е. деформации, после снятия которой образец возвращается в первоначальное положение:

$$\sigma_{\text{пл}} = \frac{F_{\text{пл}}}{A_0}.$$

Предел упругости $\sigma_{0,05}$ — напряжение, при котором остаточное удлинение образца достигает 0,05% его расчетной длины L_0 :

$$\sigma_{0,05} = \frac{F_y}{A_0}.$$

Предел текучести σ_{τ} — наименьшее напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,2% L_0 :

$$\sigma_{\tau} = \frac{F_{\tau}}{A_0}.$$

Временное сопротивление σ_B — напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке F_{max} , предшествующей разрушению образца:

$$\sigma_B = \frac{F_{\text{max}}}{A_0}.$$

Истинное сопротивление соответствует разрыву — напряжение, определяемое отношением нагрузки $F_{\text{разр}}$ к фактической площади поперечного сечения образца в месте разрыва. Относительное удлинение (в %) после разрыва σ — отношение приращения длины образца после разрыва к его первоначальной длине.

Испытания на твердость

Твердость материалов определяют путем воздействия на поверхность образца наконечника (индентора), изготовленного из малодеформирующегося материала (закаленная сталь, алмаз) и имеющего форму шарика, конуса, пирамиды или иглы.

Твердость материала измеряют несколькими способами, различающимися по характеру воздействия индентора:

- вдавливанием индентора — характеризует сопротивление материала пластической деформации;
- царапанием поверхности иглой — характеризует сопротивление разрушению;
- ударом стального закаленного шарика (по его отскоку от поверхности образца) — характеризует упругие свойства материала.

Вследствие простоты и надежности наибольшее применение получил способ измерения твердости вдавливанием индентора.

В результате вдавливания индентора поверхностные слои образца, находящиеся вблизи индентора и под ним, пластически деформируются. После снятия нагрузки на поверхности образца остается отпечаток.

Различают два способа определения твердости вдавливанием — измерение твердости (макротвердости) и измерение микротвердости.

При измерении твердости (макротвердости) в испытуемый материал вдавливается индентор, проникающий на сравнительно большую глубину. Кроме того, во многих испытаниях вдавливается индентор значительных размеров, например стальной шарик диаметром до 10 мм, в результате чего в деформируемом объеме оказываются представленными все фазы и структурные составляющие сплава в количествах и с расположением, характерными для измеряемого материала.

Цель измерения микротвердости — определение твердости отдельных зерен, фаз и структурных составляющих сплава. Поэтому объем, деформируемый вдавливанием, должен быть меньше площади измеряемого зерна и прилагаемая нагрузка должна быть небольшой.

Сущность метода Бринелля заключается во вдавливании в образец стального закаленного шарика (рис. 2.2) и определении твердости по величине диаметра отпечатка, оставляемого шариком.

Испытуемый образец 2 устанавливают на столике 1 в нижней части неподвижной станины пресса. Шарик 3 вдавливается под действием силы F (нагрузка), сообщаемой штоку 4 набором грузов. Эта нагрузка действует в течение обычно 10...60 с в зависимости от твердости измеряемого материала.

Диаметр отпечатка измеряют специальной лупой (Бринелль-лупа), на окуляре которой нанесена шкала с ценой деления 0,1 или 0,05 мм. Диаметр отпечатка измеряют в двух взаимно-перпендикулярных направлениях; для определения твердости следует принимать среднюю из полученных величин.

Твердость по Бринеллю определяется по формуле

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})},$$

где d — диаметр отпечатка.

Твердость по Бринеллю обозначается соответствующим числом (например, 200 HB) или диаметром отпечатка (чем меньше диаметр, тем больше твердость).

Между числом твердости и временным сопротивлением существуют следующие зависимости: для стали $\sigma_b = 0,34 HB$, для медных сплавов $\sigma_b = 0,45 HB$, для алюминиевых сплавов $\sigma_b = 0,35 HB$.

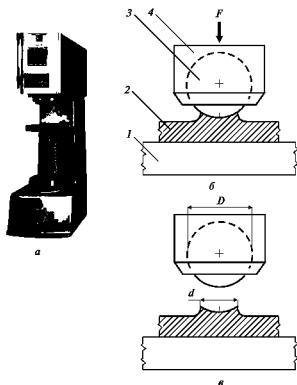


Рис. 2.2. Измерение твердости по Бринеллю:

a — общий вид пресса Бринелля; b — вдавливание индентора; c — отвод индентора; 1 — столик; 2 — образец; 3 — шарик-индентор; 4 — шток; D — диаметр шарика; d — диаметр отпечатка; F — сила вдавливания

Измерение твердости методом Бринелля не позволяет:

- измерять твердость тонкого поверхностного слоя (толщиной менее 1...2 мм), так как стальной шарик продавливает этот слой и проникает на большую глубину. Толщина измеряемого слоя (или образца) должна быть больше десятикратной глубины отпечатка;
- испытывать стали с твердостью более 450 НВ и цветные сплавы с твердостью более 200 НВ.

Сущность метода Роквелла (рис. 2.3) заключается во вдавливании в образец алмазного наконечника с углом при вершине 120° (шкала A или C) или стального шарика диаметром 1,5875 мм (шкала B) в образец.

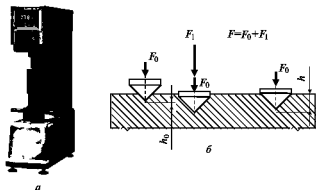


Рис. 2.3. Измерение твердости по Роквеллу:
 а — общий вид пресса; б — F_0 — предварительная нагрузка;
 F_1 — основная нагрузка; h_0 — глубина предварительного вдавливания
 наконечника; h — глубина вдавливания шарика или наконечника

По глубине отпечатка h определяют твердость. Нагружение — ступенчатое: предварительная нагрузка F_0 — 0,098 кН; основная нагрузка F_1 зависит от применяемой шкалы (A — 0,59 кН, B — 0,98 кН; C — 1,47 кН). Твердость определяется:

- шкалы A и C $\text{HRA(HRC)} = 100 - \frac{h - h_0}{0,002}$;
- шкала B $\text{HRB} = 130 - \frac{h - h_0}{0,002}$.

Измерения алмазным конусом с нагрузкой 1,47 кН (шкала C) проводят:

- для закаленной стали (с твердостью более 450 НВ), т.е. в условиях, когда вдавливание стального шарика (по Бринеллю) в твердый материал может вызвать деформацию шарика и искажение результатов;
- для материалов средней твердости (более 230 НВ) как более быстрым способом определения, оставляющим, кроме того, меньший след на измеряемой поверхности, чем при испытании по Бринеллю;
- для определения твердости тонких поверхностных слоев, но толщиной более 0,5 мм (например, цементированного слоя).

Измерения алмазным конусом с нагрузкой 0,59 кН (шкала A) применяют для очень твердых металлов, например твердых сплавов, когда вдавливание алмазного конуса с большой нагрузкой может вызвать выкрашивание алмаза, а также для измерения твердых по-

верхностных слоев глубиной 0,3...0,5 мм или тонких образцов (пластинок).

Стальным шариком с нагрузкой 0,98 кН (шкала *B*) твердость определяют для мягкой (отожженной) стали или отожженных цветных сплавов в деталях или образцах толщиной 0,8...2 мм, т.е. в условиях, когда измерение по Бринеллю, выполняемое шариком большого диаметра, может вызвать смятие образца.

Для испытаний листовых материалов, тонких деталей используется метод Супер-Роквелла, который отличается от метода Роквелла использованием малых нагрузок. $F_0 = 29,4$ Н; $F_1 = (147; 294; 441)$ Н. Шкала *N* — алмазный наконечник. Шкала *T* — стальной шарик. Твердость определяется:

- шкалы *N* HRN = $100 - \frac{h - h_0}{0,001}$,
- шкалы *T* HRT = $130 - \frac{h - h_0}{0,001}$.

Твердость принято обозначать следующим образом:

75 HRN 147 (твердость 75 единиц, шкала *N*, нагрузка 147 Н).

Сущность метода Виккерса заключается во вдавливании в образец правильной четырехгранной алмазной пирамидки с квадратным основанием и углом между противоположными гранями 136° (рис. 2.4). Под действием статической нагрузки (49...980 Н) пирамидка внедряется в образец за 10...60 с.

При вдавливании пирамидки соотношение между диагоналями получающегося отпечатка при изменении нагрузки остается постоянным, что позволяет в широких пределах в зависимости от целей исследования увеличивать или уменьшать нагрузку.

Чем больше выбираемая нагрузка, тем глубже проникает алмазная пирамидка в испытуемый материал, в связи с чем для измерения твердости тонких слоев применяют меньшие нагрузки: 49 или 98 Н (толщина образцов до 0,3 мм, толщина исследуемого слоя до 0,03 мм). При нагрузке менее 49 Н отпечаток пирамидки может быть недостаточно отчетливым, что вызовет ошибку в определении длины диагонали. Поэтому для измерения твердости очень тонких поверхностных слоев (например, цианированного слоя стали толщиной 0,04...0,06 мм) применяют нагрузку в 49 Н, а для измерения твердости азотированного слоя стали толщиной до 0,05 мм — нагрузку в 49 или 98 Н.

Твердость по Виккерсу определяют по формуле

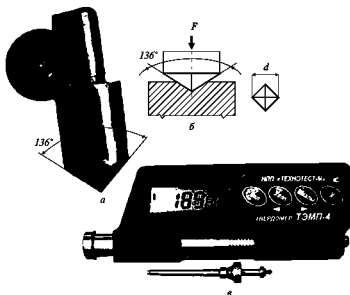


Рис. 2.4. Измерение твердости по Виккерсу:
a — индентор с алмазным наконечником (мод. НК-1, ООО «Алмаз-Маркет»); *б* — схема измерения; *в* — портативный универсальный прибор для измерения твердости по шкалам Бринелля, Роквелла и Виккерса; *F* — статическая нагрузка; *d* — диагональ отпечатка

$$HV = \frac{2F}{d^2} \sin \frac{\alpha}{2} = 1,8544 \frac{F}{d^2},$$

где *F* — статическая нагрузка на пирамидку, Н; *d* — среднее арифметическое длины обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм; α — угол между противоположными гранями пирамидки (136°).

Динамические испытания

Динамические испытания проводят при скоростях деформирования больших, чем при статических испытаниях. Динамические испытания на ударный изгиб выявляют склонность материала к хрупкому разрушению. Испытания основаны на ударном разрушении образца с концентратором напряжений на маятниковом копре (рис. 2.5). На основании *б* установлена стойка *2* с качающимся ножом *1*. Угол поворота ножа вокруг горизонтальной оси отмечается по шкале *3*. При обратном ходе нож тормозится ручным тормозом *5*. Образец *4*

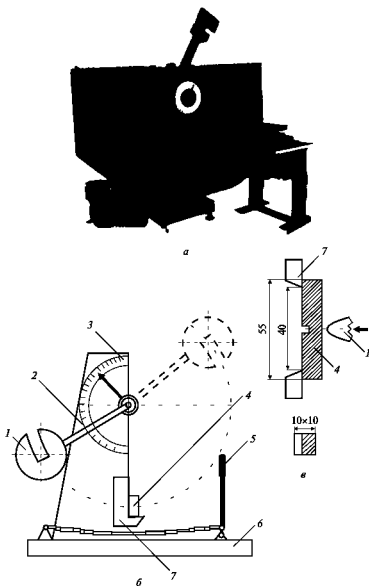


Рис. 2.5. Измерение ударной вязкости:
a — общий вид копра; *б* — схема копра; *в* — образец и его установка на копре; 1 — нож; 2 — стойка; 3 — шкала; 4 — образец; 5 — ручной тормоз; 6 — основание; 7 — опоры

установлен на опорах 7. При прямом ходе нож разрушает образец, затрачивая часть накопленной потенциальной энергии. Ударная вязкость (KC) — отношение работы разрушения образца (E) к площади его поперечного сечения (S_0): $KC = E/S_0$. Стандартные испытания предусматривают применение образцов с тремя видами концентраторов напряжений: пропил с радиусом 1 мм (KCU); пропил с радиусом 0,5 мм (KCV); образец с усталостной трещиной (KCT).

Технологические и эксплуатационные свойства материалов

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

Литейные свойства характеризуют способность материала к получению из него качественных отливок. К основным литейным свойствам относятся: жидкотекучесть, усадка и склонность к ликвации.

Жидкотекучесть — это способность жидких металлов и сплавов течь по каналам литейной формы, заполнять ее полости и четко воспроизводить рельеф отливки. Жидкотекучесть сплава зависит от его физико-химических свойств и технологических факторов, прежде всего — температуры заливки. Для сплавов, затвердевающих при постоянной температуре (чистые металлы) или в узком интервале температур (до 30 °С) характерно последовательное затвердевание с образованием сплошной твердой корки на поверхности канала формы. Внутри этой корки остается жидкая фаза, способная затекать в канал. Сплавы с широким интервалом температур кристаллизации затвердевают с образованием разветвленных дендритов по всему сечению потока. Эти расплавы теряют способность течь в канале формы при наличии твердой фазы 20...30% объема. С повышением температуры перегрева сплава жидкотекучесть увеличивается.

Усадка — это свойство литейных сплавов уменьшаться в объеме и линейных размерах при затвердевании и охлаждении. Усадочные процессы протекают с момента заливки расплавленного металла в форму вплоть до полного охлаждения отливки. На величину усадки влияют, прежде всего, химический состав сплава, температура заливки и свойства литейной формы. С повышением температуры заливаемого сплава усадка отливки увеличивается. Различают линейную и объемную усадку. Линейная усадка — это уменьшение линейных размеров отливки при ее охлаждении от температуры заливки до температуры окружающей среды:

$$\varepsilon_{\text{лин}} = \frac{L_{\text{ф}} - L_{\text{от}}}{L_{\text{от}}} 100,$$

где $\varepsilon_{\text{лин}}$ — линейная усадка, %; $L_{\text{ф}}$ и $L_{\text{от}}$ — размеры полости формы и отливки при температуре 20 °С, мм.

Объемная усадка — это уменьшение объема сплава при его охлаждении в литейной форме

$$\varepsilon_{\text{об}} = \frac{V_{\text{ф}} - V_{\text{от}}}{V_{\text{от}}} 100,$$

где $\varepsilon_{\text{об}}$ — объемная усадка, %; $V_{\text{ф}}$ и $V_{\text{от}}$ — объемы полости формы и отливки при температуре 20 °С, мм.

Ликвация — это неоднородность химического состава по сечению отливки. Ликвация возникает в процессе затвердевания отливки вследствие различной растворимости отдельных компонентов сплава в его жидкой и в твердой фазах. Чем больше это различие, тем неоднороднее распределяются компоненты. Различают два основных вида ликвации: внутрикристаллическую (или дендритную), характеризующуюся неоднородностью зерна металла, и зональную, когда различные зоны отливки имеют различный химический состав. Простейший случай ликвации связан с большой разницей плотностей компонентов сплава. Так, при литье свинцовой бронзы в нижних частях отливки содержание свинца будет выше, чем в верхних частях. Концентрация меди (более легкого компонента), наоборот, увеличится в верхних частях отливки.

Способность материала к обработке давлением — способность материала, не разрушаясь, изменять размеры и форму под влиянием внешних нагрузок. Эта способность материалов контролируется в результате технологических испытаний, проводимых в условиях, максимально приближенных к производственным. Листовой материал испытывают на перегиб и вытяжку сферической лунки. Проволоку испытывают на перегиб, скручивание и на навивание. Трубы испытывают на раздачу, сплющивание до определенной высоты и изгиб. Критерием годности материала является отсутствие дефектов после испытания.

Свариваемость — это способность материала образовывать неразъемные соединения требуемого качества. Свариваемость определяют по качеству сварного шва.

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

Эксплуатационные свойства материала характеризуют способность материала «работать» в конкретных условиях. К ним относятся: *износостойкость* (способность материала сопротивляться поверхностному разрушению под действием внешнего трения); *коррозионная стойкость* (способность материала сопротивляться действию агрессивных кислотных, щелочных сред); *жаростойкость* (способность материала сопротивляться окислению в газовой среде при высокой температуре); *жаропрочность* (способность материала сохранять свои свойства при высоких температурах); *хладостойкость* — способность материала сохранять пластические свойства при отрицательных температурах; *антифрикционность* (способность материала прирабатываться к другому материалу). Эти свойства определяются специальными испытаниями в зависимости от условий работы изделий.

2.2. Структурные методы исследования материалов

Макроскопический анализ заключается в определении строения металла путем просмотра его излома или специально подготовленной поверхности невооруженным глазом или через лупу при небольших (до 30 раз) увеличениях.

С помощью макроскопического анализа можно определить:

- нарушение сплошности металла: усадочную рыхлость, газовые пузыри и раковины; пустоты, образовавшиеся в литом металле; трещины, возникшие при горячей механической или термической обработке, дефекты сварки (в виде газовых пузырей, пустот);
- дендритное строение и зону транскристаллизации в литом металле;
- химическую неоднородность сплава (ликвацию);
- неоднородность строения сплава, вызванную обработкой давлением: полосчатость, а также линии скольжения (сдвигов) в наклепанном металле;
- неоднородность, созданную термической или химико-термической обработкой.

Анализ не определяет подробностей строения и часто является предварительным методом исследования.

Поверхность, подлежащую макроскопическому анализу, изучают непосредственно (по виду излома) или полируют и подвергают травлению специально подготовленными реактивами. На полированной

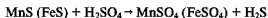
поверхности не должно быть загрязнений, следов масла, поэтому ее перед травлением протирают ватой, смоченной в спирте. Подготовленный образец называют макрошлифом.

В зависимости от состава исследуемого сплава и задач исследования существуют несколько способов макроскопического анализа.

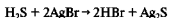
1. Для выявления дефектов, нарушающих сплошность металла, строения литой стали, волокон катаной стали, применяют реактивы глубокого (на основе HCl , HNO_3 или двуххромовокислого калия) или поверхностного травления. После травления макрошлиф приобретает рельефную поверхность с отчетливо видимыми осями дендритов (литая сталь), ликвационной зоной и трещинами (если они были в изломе).

Для поверхностного травления чаще всего применяют реактив Гейна (хлористый аммоний NH_4Cl и хлористую медь CuCl_2). При погружении макрошлифа в реактив (на 30...60 с) происходит обменная реакция: железо вытесняет медь из водного раствора, и она оседает на поверхности шлифа; на участках, недостаточно защищенных медью (поры, трещины, неметаллические включения), происходит травление. Затем макрошлиф вынимают, слой осевшей меди снимают ватой под струей воды и протирают макрошлиф досуха, чтобы предохранить его от быстрого окисления на воздухе. Этот реактив более отчетливо выявляет характер ликвации и полосчатость деформированной стали.

2. Распределение серы или фосфора определяют методом отпечатков. Для этого вырезают макрошлиф из катаной или ковальной стали в продольном направлении. Бромосеребряную (фотографическую) бумагу выдерживают 5...10 мин в 5%-ном водном растворе серной кислоты и слегка просушивают между листами фильтровальной бумаги для удаления излишнего раствора. После этого на подготовленный макрошлиф укладывают фотобумагу и проглаживают резиновым валиком для удаления оставшихся между бумагой и макрошлифом пузырьков воздуха, так как эти пузырьки оставляют на фотобумаге белые пятна и маскируют результаты анализа. Фотобумагу выдерживают на макрошлифе 2...3 мин. Сернистые включения (MnS , FeS), имеющиеся в поверхностных участках металла, реагируют с серной кислотой, оставшейся на фотобумаге:



Образующийся сероводород непосредственно против очагов своего выделения воздействует на кристаллики бромистого серебра фотэмульсии:



Темные участки сернистого серебра, образующиеся на фотобумаге, указывают форму и характер распределения сульфидов. Снятую с макрошлифа фотобумагу промывают под струей воды, фиксируют 20 ... 30 мин в растворе гипосульфита, после чего промывают примерно 10 мин в воде и просушивают. Если в стали и чугуна содержится повышенное количество фосфора, то он в отдельных участках вследствие значительной ликвации может также участвовать в реакции с бромистым серебром, образуя фосфиды серебра темного цвета.

3. Распределение углерода или фосфора определяют травлением макрошлифа в водном растворе CuCl_2 (85 г на 1000 мл H_2O) и NH_4Cl (53 г на 1000 мл H_2O). Способ определения ликвации фосфора и углерода основан на неодинаковом травлении участков с различным содержанием этих элементов. Участки, обогащенные углеродом и фосфором, окрашиваются в более темный цвет.

4. Толщину закаленного слоя или цементованного определяют по излому образца. Слой, получивший закалку, отличается по виду излома (более мелкозернистый, а при закалке без перегрева — фарфоровидный излом). Более точно толщину закаленного слоя определяют после полирования образца по излому (перпендикулярно оси) и травления в течение 3 мин в 50%-ном растворе соляной кислоты при 80 °С. Закаленный слой получает более темную окраску. Наружный цементованный слой имеет более мелкое зерно и при выполнении цементации и закалки без перегрева отличается матовым фарфоровидным (шелковистым) изломом. По толщине этого слоя судят о глубине цементации.

Толщину цементованного слоя можно определять более точно шлифованием места излома (перпендикулярно оси) и травлением в течение 1...2 мин в реактиве состава: $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ (2 г) и HCl (1 мл на 100 мл спирта). Мягкая нецементованная сердцевина покрывается красноватым налетом меди вследствие вытеснения ее железом из реактива, тогда как цементованный слой останется нетронутым.

Микроскопический анализ металлов заключается в исследовании их структуры с помощью оптического микроскопа (с обычным белым или ультрафиолетовым излучением) и электронного микроскопа. *Микроструктура* — это внутреннее строение металла, наблюдаемое с помощью оптических микроскопов при 50...2000-кратном увеличении.

Микроскопический анализ позволяет изучить:

- форму и размер кристаллических зерен, из которых состоит сплав;

- изменения внутреннего строения сплава, происходящие под воздействием термической, химико-термической обработки; при обработке давлением, резанием и при сварке;
- различить зерна, имеющие разный химический состав;
- обнаружить неметаллические включения и несплошности, невидимые невооруженным глазом.

Для проведения микроскопического анализа из испытуемого материала вырезают образец и подготавливают его для исследования (шлифуют, полируют до зеркального блеска и промывают).

Изучение микроструктуры проводят с помощью металлографического микроскопа при 200-кратном увеличении.

Изучение начинают с рассмотрения микрошлифа после полирования и промывки под микроскопом. В этом случае можно заметить отдельные небольшие темные участки. Они могут представлять неметаллические включения, мелкие поры, структурные составляющие, характерные для некоторых сплавов (например, графит в сером чугуна).

Неметаллические включения в стали и чугуна вследствие их большой хрупкости могут частично или полностью выкрошиться при шлифовании и полировании. Кроме того, неметаллические включения обладают меньшей отражающей способностью, чем металлы. По этим причинам участки оксидов, сульфидов и силикатов кажутся в поле зрения микроскопа темными.

Количество и характер распределения неметаллических включений определяют сравнением вида наблюдаемой поверхности микрошлифа (обычно при увеличении в 100 раз) со специально разработанными шкалами включений.

Природа включений при микроанализе может быть установлена специальным травлением, вызывающим растворение или окрашивание включений или наблюдением шлифа в поляризованном или ультрафиолетовом свете.

Микропоры, представляющие собой углубления в микрошлифе, также обнаруживаются в виде темных участков. Чтобы отличить микропоры от включений, микрошлиф слегка выводят из фокуса, поворачивая микрометрический винт микроскопа, и снова наводят на фокус, при этом края микропор в отличие от неметаллических включений то сходятся, то расходятся.

После просмотра шлиф подвергают травлению. Травление чугуна, углеродистых, низко- и среднелегированных сталей производят в 2 ... 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты или в 4%-ном спиртовом растворе пикриновой кислоты. Для травления меди и медных сплавов

применяют солянокислый раствор хлорного железа (10 г хлорного железа и 25 мл соляной кислоты на 100 мл H_2O). Для выявления структуры алюминиевых сплавов применяют плавиковую кислоту (0,5 мл HF на 99,5 мл H_2O) или раствор кислот (1 мл плавиковой кислоты, 1,5 мл соляной кислоты и 2,5 мл азотной кислоты на 99,5 мл H_2O). Травление титановых сплавов производят в реактиве, состоящем из плавиковой кислоты (25%), азотной кислоты (25%) и глицерина (50%).

Зерна чистых металлов или твердых растворов имеют неодинаковую кристаллографическую ориентировку. Поэтому на приточенную плоскость микрошлифа приходятся зерна, срезынные по разным кристаллографическим направлениям и имеющие в этих направлениях неодинаковые свойства. Если микрошлиф подвергнуть действию химически активной среды, то степень травимости отдельных зерен окажется различной. Световой поток, направленный через объектив на микрошлиф, отражается различно от разных зерен; на участках стыков зерен возникает значительное рассеяние, и отраженные лучи не попадают в поле зрения, поэтому по границам зерен возникают темные линии, которые и воспроизводят картину действительных стыков между зернами. Этот эффект в значительной степени возрастает также и потому, что по границам зерен сосредоточиваются многие примеси, имеющиеся в металле или сплаве; травимость по границам зерен вследствие образования гальванических пар увеличивается, и темные линии, указывающие на границы зерен, отчетливо видны.

В сплаве, имеющем две или несколько фаз, эти фазы могут различаться по величине электрохимического потенциала, поэтому зерна каждой фазы по-разному ведут себя при травлении. Вследствие наличия некоторого количества косых световых лучей выступающие фазы отбрасывают тень на более сильно протравленные и расположенные ниже фазы, в результате чего образуются теневые картины. Этот эффект усиливается из-за рассеяния лучей, отраженных более глубоко расположенными и более сильно протравленными фазами.

Электронная микроскопия позволяет подробно изучить такие структуры, как выделения второй фазы при старении пересыщенных твердых растворов, структуру межкристаллитных прослоек и т.д.

Для исследований применяют просвечивающие и растровые электронные микроскопы. Электронный микроскоп состоит из электронной пушки и системы электромагнитных линз. Принципиальная оптическая система просвечивающего микроскопа показана на рис. 2.6.

В электронной пушке катод I — раскаленная вольфрамовая нить — испускает электроны, которые ускоряются мощным электромагнит-

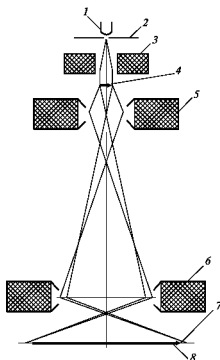


Рис. 2.6. Принципиальная оптическая система просвечивающего микроскопа:
 1 — катод; 2 — анод; 3 — конденсор; 4 — объект исследования; 5,
 6 — объективы; 7 — проекционная линза; 8 — изображение исследуемого
 объекта в предметной плоскости проекционной линзы

ным полем, проходят через отверстие анода 2. После фокусировки двухступенчатой электромагнитной линзой (конденсор 3) электронные лучи проходят через объект исследования 4, рассеиваются и далее фокусируются линзами объективов 5 и 6. Проекционная линза 7 формирует окончательное изображение 8. общее увеличение микроскопа может достигать 100 000.

Для беспрепятственного пробега электронов от катода до экрана, для предотвращения газового разряда между катодом и анодом и окисления раскаленного катода в колонне микроскопа обеспечивается вакуум (0,013 Па). Вакуум обеспечивается непрерывной работой ротационного и диффузионного насосов.

Электронный микроскоп позволяет проводить прямые и косвенные исследования объектов.

Наибольшую информацию о структуре металла дает прямой метод электронно-микроскопического исследования, когда объектом служит тонкая металлическая фольга. Фольгу получают утонением образца (шлифованием до толщины 0,2...0,5 мкм) с последующим химическим или электролитическим полированием.

В большинстве случаев металлографический образец «непрозрачен» для электронов. Поэтому с помощью электронного микроскопа просвечивающего типа невозможно изучать его структуру непосредственно и приходится прибегать к косвенному методу исследования. Косвенное исследование структуры металлов производится с использованием слепков (реплик) толщиной 10...100 нм, воспроизводящих рельеф поверхности протравленного шлифа. Во многих случаях этим способом можно получать сведения о тонкой структуре образца с такой же надежностью, как о более грубой структуре при обычном исследовании с помощью светового микроскопа. Отличия методов расшифровки электронного изображения от видимого в обычном оптическом микроскопе связаны с бесцветностью электронного изображения и большой глубиной резкости электронной оптики, которая позволяет получать стереоскопические изображения и с их помощью определять и измерять выступы и впадины рельефа.

Слепки (реплики) можно получать различными методами. Например, на поверхности исследуемого шлифа (рис. 2.7, а), в вакууме, конденсируют тонкий слой определенного вещества (кварц, закись кремния, алюминий, титан, сплав алюминия с бериллием, углерод) из его паров.

Полученный слепок отделяют от образца или механически (с помощью желатина или клейкой ленты), или электрохимическим способом (рис. 2.7, б).

Лаковый слепок (рис. 2.7, в) получают нанесением коллоидного (1%) раствора коллодия в амилацитате. После высыхания раствора остается тонкая пленка, отделяемая описанными ранее способами. Так как лаковая пленка дает очень слабую контрастность изображения рельефа, применяют оттенение рельефа, напыляя на пленку в вакууме под углом к ее поверхности тонкий слой тяжелого металла (чаще пользуются хромом или марганцем). Тонкая лаковая пленка очень слабо рассеивает электроны, и контрастное изображение такой пленки, оттененной тяжелым металлом, является, по существу, изображением только металлического слоя (см. рис. 2.7, в).

Оксидный метод (рис. 2.7, г) применяют при исследовании алюминия, никеля, меди и их сплавов, нержавеющей стали и некоторых

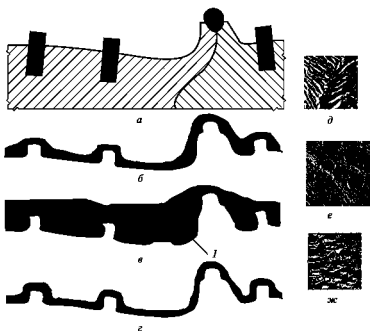


Рис. 2.7. Схема получения электронно-микроскопических слепков: *a* — исходный образец; *b* — пленка, сконденсированная из паров; *в* — лаковая пленка; *г* — пленка, полученная оксидным методом; *д* — сталь У6, изотермическая закалка при 500 °С, лаковый слепок, оттененный хромом; *е* — сталь Р9 после закалки с 1240 °С и отпуска при 100 °С, лаковый слепок, оттененный хромом; *ж* — кристаллографический рельеф на нихроме, позитивный кварцевый слепок (негативный отпечаток сделан на полистироле); *И* — оттенение

других сплавов, но хорошие результаты дает этот метод лишь при исследовании алюминия. Протравленный шлиф окисляется электролитически (алюминий, медь) или химически (никель, нержавеющая сталь — в расплавленной смеси натриевой и калиевой селитры). Оксидная пленка, запечатлевшая рельеф поверхности образца, отделяется от него в насыщенном растворе сулемы (образцы алюминия) или в 2 ... 8%-ном растворе брома в метиловом спирте (образцы никеля, нержавеющей стали).

Методом позитивных пленок вначале получают негативный отпечаток исследуемого рельефа на пластичном материале. Хорошие отпечатки получаются на полистироле при давлении до 25 МПа и нагреве до 160 °С, на метилметакрилате при его полимеризации на алюминии при давлении до 5 МПа. На негативном отпечатке, отделенном от об-

разца, как правило, механически образуют пленку — позитивный, на полистироле и метилметакрилате — кварцевый или металлический, на алюминии — оксидный слепки.

2.3. Физико-химические свойства металлов и сплавов

Алюминий Al (лат. *aluminium*) — химический элемент III группы Периодической системы Д.И. Менделеева. Легкий, серебристо-белый, пластичный металл с высокой электропроводностью. Металл не имеет полиморфных превращений и кристаллизуется в решетке ГЦК с периодом 0,4041 нм. Плотность алюминия 2,7 т/м³, температура плавления 660 °С. Химически активен к кислороду, покрывается защитной оксидной пленкой (Al₂O₃). Оксидная пленка химически инертна, поэтому изделия из алюминия обладают высокой коррозионной стойкостью. Основные механические свойства алюминия приведены в табл. 2.1.

Таблица 2.1

Механические свойства алюминия

Марка	Сумма примесей (Fe, Si, Cu, Zn, Ti), %	Состояние поставки	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	НВ
A995	0,005	Литое	50	45	15
A5	0,5	»	75	29	20
A0	1,0	»	90	25	25

Алюминий применяют для изготовления:

- ненагруженных деталей и элементов конструкций, когда требуется легкость (рамы, трубопроводы, фольга, цистерны для перевозки и хранения нефтепродуктов, посуда);
- теплообменников холодильников;
- электрических проводов, кабелей, шин, конденсаторов;
- отражающих элементов прожекторов, рефлекторов, экранов.

Алюминий и его сплавы (силумины) обладают хорошими литейными свойствами. Алюминий легко поддается обработке давлением, но плохо обрабатывается резанием, хорошо сваривается газовой и контактной сваркой.

По распространенности занимает третье место среди элементов и первое место среди металлов (8,8% массы земной коры).

Для алюминиевых сплавов характерна высокая удельная прочность, способность сопротивляться инерционным и динамическим

нагрузкам, хорошая технологичность (обрабатываются давлением, свариваются точечной сваркой и сваркой в среде аргона, хорошо обрабатываются резанием). Временное сопротивление алюминиевых сплавов достигает 500...700 МПа при плотности 2,85 т/м³. Большинство алюминиевых сплавов обладает хорошей коррозионной стойкостью (кроме сплавов с медью), высокой теплопроводностью и электропроводностью.

Бериллий Be (лат. *beryllium*) — химический элемент II группы Периодической системы Д.И. Менделеева. Металл серого цвета, обладает полиморфизмом. Низкотемпературная модификация Be_α (решетка ГПУ, периоды: $a = 0,2286$ нм и $c = 0,3584$ нм) существует при температуре 1250 °С. Высокотемпературная модификация Be_β (1250...1284 °С) имеет решетку ОЦК.

Бериллий и его сплавы обладают:

- высокой удельной жесткостью ($E/\rho = 16\,100$ км) в сочетании с высокой удельной прочностью ($\sigma_b/\rho = 37$);
- высокой теплопроводностью в сочетании с геометрической и термической стабильностью;
- высокой отражающей способностью;
- слабо поглощает тепловые нейтроны.

Бериллий и его сплавы применяют: в самолето- и ракетостроении (элементы каркаса, панели, отсеки, высокотемпературные элементы ракетных двигателей), в приборостроении (элементы акселерометров точных виброизмерительных приборов, зеркала оптических приборов, детали гироскопов).

Однако сложная и дорогая металлургия получения бериллия (содержание в земной коре 0,0005% и химическая инертность), сложность механической обработки, чрезвычайная вредность для человека паров и пыли бериллия не позволяют широко применять металл в промышленности.

Железо Fe (лат. *ferrum*) — химический элемент VIII группы Периодической системы Д.И. Менделеева. Железо — блестящий серебристо-белый металл с температурой плавления 1539 °С. Чистое железо содержит порядка 0,0001% примесей, а техническое 0,1...0,2%. Железо имеет две полиморфные модификации α и γ . До температуры 910 °С и выше 1392 °С существует α -модификация — ОЦК с периодом решетки 0,28606 нм (при температуре 1392 °С и выше часто Fe_α обозначают как Fe_γ). В интервале температур 910...1392 °С существует β -модификация — ГЦК. В связи с тем, что решетка ГЦК более компактна, чем ОЦК, при переходе Fe_α → Fe_γ объем железа уменьшается пример-

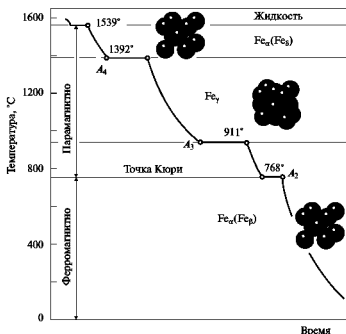


Рис. 2.8. Кривая охлаждения железа:
 A₂ — точка Кюри; A₃ — точка превращения Fe_α ↔ Fe_γ;
 A₄ — точка превращения Fe_γ ↔ Fe_α

но на 1%. До температуры 768 °С (точка Кюри) Fe_α ферромагнитно, выше этой температуры — парамагнитно (рис. 2.8).

На воздухе железо окисляется, покрывается рыхлой ржавчиной. По распространению в земной коре находится на четвертом месте, образуя около 400 минералов. В чистом виде редко встречается в виде «самородного железа» (феррит — до 3% Ni; акваунит — 30–80% Ni): в основном в метеоритах, в земной коре — в базальтах (теллурическое железо).

Железо — важнейший металл современной цивилизации. Из всех конструкционных материалов, используемых в современной технике, на долю сплавов железа (чугун, сталь, ферросплавы) приходится до 95%.

Магний Mg (лат. *magnesium*) — химический элемент II группы Периодической системы Д.И. Менделеева. Металл серебристо-белого цвета, не обладает полиморфизмом. Кристаллизуется при 651 °С в ГПУ-решетку с периодами: $a = 0,3202$ нм, $c = 0,5199$ нм.

На воздухе покрывается защитной оксидной пленкой. При нагреве активно окисляется и при 623 °С на воздухе воспламеняется и горит ярко-белым пламенем. Низкая температура воспламенения затрудняет плавку и разливку магния. Порошок и стружка магния способны самовозгораться (горение идет с выделением большого количества теплоты и излучением ослепительно яркого света), что представляет большую опасность при механической обработке магния.

Магний и его сплав обладают низкой плотностью (1,739...1,85 т/м³), хорошо обрабатываются резанием, хорошо воспринимают и гасят ударные нагрузки. Удельная вибрационная прочность магниевых сплавов почти в 200 раз больше, чем у сплавов на основе алюминия. По удельной жесткости сплавы магния и алюминия близки.

По ГОСТ 804—93 установлены следующие марки магния: Mg96 (99,96% магния, остальное — примеси), Mg95, Mg90. Примеси железа, кремния, никеля и меди снижают пластичность и коррозионную стойкость магния.

Литой магний имеет крупнокристаллическую структуру и низкие механические свойства: $\sigma_b = 110...120$ МПа; $\sigma_{0,2} = 20...30$ МПа; $\delta = 6...8\%$; 30 НВ. Модифицирование магния цирконием и пластическая деформация измельчают структуру и немного улучшают механические свойства: $\sigma_b = 260$ МПа; $\delta = 8,5...9\%$.

Чистый магний применяют в пиротехнике, в химической промышленности (для синтеза органических соединений), в металлургии (как раскислитель или в качестве легирующего элемента).

Магниевые сплавы обладают высокой удельной прочностью, хорошо поглощают вибрацию, что определило их широкое использование в авиационной технике. Магний не взаимодействует с ураном и обладает низкой способностью поглощать тепловые нейтроны. Поэтому магниевые сплавы применяют для изготовления трубчатых тепловыделяющих элементов в ядерных реакторах. Недостатком магниевых сплавов являются низкий модуль нормальной упругости (до 43 000 МПа), трудность обработки давлением и плохие литейные свойства.

Чаще всего магний легируют марганцем (до 2,5%), алюминием (до 10%), цинком (до 5...6%) и цирконием (до 1,5%).

Медь Cu (лат. *cuprum*) — химический элемент I группы Периодической системы Д.И. Менделеева. Металл красного (на изломе розового) цвета, не обладает полиморфизмом. Кристаллизуется при 1083 °С в ГЦК-решетку с периодом 0,31607 нм. Плотность меди — 8,97 т/м³, удельное электрическое сопротивление — 0,0175 мкОм·м. Металл вы-

сокоотехнологичен, прокатывается в тонкие листы и проволоку, легко подируется, хорошо паяется и сваривается. Медь удовлетворительно обрабатывается резанием лезвийным инструментом, но примеси (O_2 , H_2 , Pb) ухудшают свариваемость.

Для меди характерны высокая теплопроводность и теплоемкость, пластичность и коррозионная стойкость на воздухе, в морской воде, органических кислотах, в щелочной среде (за исключением неорганических кислот и аммиака). В атмосфере CO_2 и паров воды покрывается ядовитой патиной — зеленоватой пленкой основного карбоната.

По ГОСТ 859—2001 в зависимости от содержания примесей различают следующие марки меди: М00 (99,99% Cu), М0 (99,97%), М1 (99,9%), М2 (99,7%), М3 (99,5%).

Из меди изготавливают электрические провода и шины, теплообменники, трубы и элементы вакуумных аппаратов.

Различают две основные группы сплавов меди: латуни (основной легирующий элемент — цинк) и бронзы. Медные сплавы обладают хорошими механическими и технологическими свойствами, хорошо сопротивляются коррозии и износу.

Титан Ti (лат. *titanium*) — химический элемент IV группы Периодической системы Д.И. Менделеева. Металл серебристо-белого цвета, обладает полиморфизмом. Низкотемпературная модификация Ti_α (решетка ГПУ, периоды: $a = 0,2296$ нм и $c = 0,472$ нм) существует при температуре $882^\circ C$. Высокотемпературная модификация Ti_β ($900^\circ C$) имеет решетку ОЦК с периодом $0,332$ нм.

При медленном охлаждении полиморфное превращение происходит по нормальному механизму с образованием полиэдрической структуры (рис. 2.9, а). При быстром охлаждении превращение происходит по мартенситному механизму с образованием игольчатой структуры (рис. 2.9, б).

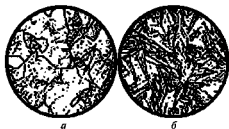


Рис. 2.9. Микроструктуры технического титана: а — после отжига, 100-кратное увеличение; б — после закалки, 300-кратное увеличение

Титан обладает высокими механическими свойствами (табл. 2.2), высокой удельной прочностью при комнатных и криогенных температурах, а также хорошей коррозионной стойкостью.

Таблица 2.2
Механические свойства технического титана (ГОСТ 19807—91)

Марка титана	Сумма примесей, %	Механические свойства		
		σ_s , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Йодидный	Менее 0,093	250...300	100...150	50...60
BT1-00	Менее 0,1	320...400	180...250	25...30
BT1-0	Менее 0,3	450...600	380...500	20...25

Титан склонен к ползучести даже при комнатных температурах (предел ползучести составляет до 60% от предела текучести). Примеси азота и кислорода, пластическая деформация повышают сопротивление ползучести титана.

Механические свойства титана в большой степени зависят от содержания примесей. Так, небольшие количества кислорода, азота, углерода и водорода повышают твердость и прочность, но при этом значительно уменьшаются пластичность и коррозионная стойкость, ухудшаются свариваемость и штампуемость (образование с титаном твердых растворов внедрения и промежуточных фаз: оксидов, нитридов, карбидов, гидридов). Особенно вреден водород, который образует по границам зерен тонкие пластины гидридов, сильно охрупчивающих металл.

Титан хладостоек, при температуре жидкого гелия σ_s титана составляет 1250 МПа.

Несмотря на высокую температуру плавления, титан не обладает жаропрочностью, поэтому чаще применяются различные сплавы на его основе, обладающие более высокими характеристиками прочности и жаропрочности при сохранении достаточно высокой пластичности и коррозионной стойкости.

Наибольшее применение нашли сплавы на основе титана, легированного алюминием, оловом, марганцем, хромом и ванадием.

Контрольные вопросы

1. Какие показатели определяют механические свойства материалов?
2. Что характеризуют технологические свойства материалов?
3. Какие показатели характеризуют эксплуатационные свойства материалов?

4. Что такое конструкционная прочность материала?
5. Как определить предел прочности конструкционного материала?
6. Что такое жидкотекучесть?
7. Что такое предел пропорциональности?
8. Как определяют предел текучести материала?
9. Что такое твердость?
10. Как определить твердость сырой стали?
11. В каких случаях целесообразно измерять твердость методом Виккерса?
12. В каких случаях применяют измерение твердости методом Роквелла, шкала *C*?
13. Как определить ударную вязкость образца?
14. Какие методы анализа основаны на непосредственном наблюдении строения материала?
15. Что такое макроскопический анализ?
16. Какие способы макроскопического анализа вы знаете?
17. Как определить толщину закаленного слоя?
18. Что такое микроскопический анализ?
19. Что можно изучить электронной микроскопией?
20. Какие сплавы с высокой удельной прочностью вы знаете?
21. Почему сплавы бериллия широко не используются в машиностроении?
22. Дайте характеристику медных сплавов.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА СПЛАВОВ

Термин «сплав» в настоящее время имеет более широкое значение, чем в прошлом. Раньше к промышленным сплавам относили материалы, содержащие несколько элементов и полученные путем сплавления. Сейчас для получения сплавов используют различные технологические способы: порошковую металлургию (прессование твердых частиц с последующим спеканием при высоких температурах), диффузионный метод (проникновение одного вещества в другое при высоких температурах), плазменное напыление, электролиз, кристаллизацию из паров и др.

В промышленных сплавах в качестве основного компонента используют различные металлы в сочетании с металлами или неметаллами. **Компонентами** называют вещества, образующие систему. В качестве компонентов выступают чистые вещества и химические соединения, если они не диссоциируют на составные части в исследуемом интервале температур.

В сплавах элементы могут взаимодействовать между собой, образуя различные по химическому составу, типу связей, строению кристаллические фазы. **Фазой** называют однородную часть системы, отделенную от других частей системы поверхностью раздела, при переходе через которую структура и свойства резко меняются.

Строение сплава зависит от того, в какие взаимодействия вступают компоненты, составляющие сплав. В зависимости от характера взаимодействия компонентов различают сплавы: механические смеси; твердые растворы; химические соединения.

Механические смеси образуются в тех случаях, когда компоненты не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию с образованием соединения. Такие сплавы образуются между элементами, значительно различающимися по строению и свойствам, когда сила взаимодействия между однородными атомами больше, чем между разнородными. Сплав состоит из кристаллов входящих в него компонентов (рис. 3.1, а). В сплавах сохраняются кристаллические решетки компонентов.

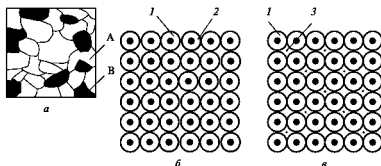


Рис. 3.1. Виды сплавов:

a — схема микроструктуры механической смеси; *б* — кристаллическая решетка твердого раствора замещения; *в* — кристаллическая решетка твердого раствора внедрения; 1 — атомы растворителя; 2, 3 — атомы растворенного элемента; А, В — компоненты

Твердые растворы — фаза, в которой один из компонентов сплава (растворитель) сохраняет свою кристаллическую решетку, а другой (или другие компоненты) располагается в решетке растворителя, изменяя ее периоды. Различают твердый раствор замещения и твердый раствор внедрения.

При образовании твердого раствора замещения атомы растворенного компонента замещают часть атомов растворителя в его кристаллической решетке (рис. 3.1, б). Твердые растворы замещения могут образоваться в том случае, когда атомные радиусы растворителя 1 и растворенного 2 элемента отличаются не более чем на 15% (размерный фактор). Растворимость компонентов в твердом состоянии уменьшается при увеличении различия в атомных радиусах сплавленных элементов и их валентности. При соблюдении размерного фактора и одинаковом типе кристаллической решетки образуются твердые растворы с неограниченной растворимостью компонентов.

При образовании твердых растворов внедрения атомы растворенного элемента 3 размещаются в порах кристаллической решетки растворителя 1 (рис. 3.1, в). Основным условием возможности образования твердого раствора внедрения является размерный фактор — размер межузельного атома должен быть меньше размера поры. Такие твердые растворы возникают при сплавлении переходных металлов с неметаллами (водород, кислород, азот, бор), имеющими малый радиус. Твердые растворы внедрения всегда имеют ограниченную растворимость.

Элементарное строение и размеры атомов компонентов различны, поэтому при образовании твердых растворов кристаллическая решет-

ка растворителя искажена. Атомы растворенного вещества преимущественно скапливаются у дислокаций, снижая их упругую энергию, поскольку при этом затрачивается минимальное количество энергии. Искажения решетки растворителя также будут минимальны, что определяет ее устойчивость. Искажения решетки при образовании твердых растворов внедрения больше, чем при образовании твердых растворов замещения, но в обоих случаях увеличение концентрации растворенного вещества приводит к возрастанию электрического сопротивления, твердости и прочности сплавов и снижению пластичности и вязкости.

В многокомпонентных сплавах, содержащих более двух элементов, возможно растворение в одном и том же растворителе и путем замещения, и путем внедрения. Так, при сплавлении железа с марганцем и углеродом получается твердый раствор, в котором марганец растворяется путем замещения, а углерод — путем внедрения.

Твердые растворы на основе металлов сохраняют высокую технологическую пластичность и составляют основу большинства промышленных конструкционных сплавов.

Химические соединения образуются между элементами, значительно различающимися по строению и свойствам, если сила взаимодействия между разнородными атомами больше, чем между однородными. Кристаллы химического соединения имеют кристаллическую решетку, отличную от кристаллических решеток компонентов, образовавших сплав.

Химическое соединение характеризуется:

- постоянством состава, т.е. сплав образуется при определенном (кратном) соотношении компонентов, которое выражается формулой A_mB_n , где А и В — компоненты сплава, а m и n — простые числа (Al_2O_3 , $CuAl_2$);
- ярко выраженными индивидуальными свойствами, значительно отличающимися от свойств составляющих компонентов;
- постоянством температур кристаллизации и плавления, как у чистых компонентов;
- образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

Соединения одних металлов с другими носят общее название интерметаллиды, или интерметаллические соединения. Соединения металлов с неметаллами (карбиды, нитриды и т.д.), которые могут обладать металлической связью, часто называют металлическими соединениями. Некоторые химические соединения, образующиеся в металлических сплавах, не подчиняются законам валентности и не имеют постоянного состава.

3.1. Структура сплавов

При полной взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии микроструктура сплавов представляет собой зерна твердого раствора (однофазные сплавы). Сплавы, у которых количество растворимого компонента не превышает предельной его растворимости в основном металле при нормальной температуре, имеют такую же структуру.

При ограниченной растворимости (сплавы Al — Cu, Cu — Zn, Cu — Sn, Mg — Zn, Fe — C) могут образовываться структуры, состоящие из смеси двух и более фаз (твердые растворы или твердые растворы и химические соединения). Если в сплаве количество растворимого компонента превышает его предельную растворимость в основном металле, то образуется структура, состоящая из матрицы (основного твердого раствора) и выделившихся частиц (избыточные фазы) другого твердого раствора (обычно на базе химического соединения). Такая структура называется **матричная** или **гетерогенная**. Например, при кристаллизации сплавов на алюминиевой или железной основе образуются структуры, состоящие из твердого раствора на базе основного металла и химических соединений (CuAl_2 , Al_3Mg_2 , Fe_3C).

При медленном охлаждении избыточные фазы выделяются в основном по границам твердого раствора (матрицы) в виде крупных частиц. При быстром охлаждении (увеличение число зародышей новой фазы) по границам зерен матрицы появляется оболочка из новой выделившейся фазы. Эти выделения могут иметь пластинчатую, игольчатую или сфероидальную форму.

3.2. Кристаллизация сплавов

Кристаллизация сплавов, как и кристаллизация чистых металлов, происходит вследствие стремления системы к переходу в состояние с минимумом свободной энергии.

В жидком состоянии большинство металлов неограниченно растворяются друг в друге, образуя однофазный жидкий раствор. Исключения составляют такие пары, как Fe — Pb, Cu — Pb, которые почти полностью нерастворимы в жидком состоянии и разделяются по плотности, образуя два несмешивающихся жидких слоя. Переход из жидкого в твердое состояние протекает, как и при кристаллизации чистых металлов, при наличии некоторого переохлаждения в результате обра-

зования центров кристаллизации (зародышей) и последующего их роста в виде деидритных кристаллов. Материаловедение позволяет предвидеть характер твердофазного взаимодействия компонентов в сплаве. Если атомные размеры и температуры плавления компонентов с одинаковым типом кристаллических решеток отличаются незначительно, то образуются твердые растворы с неограниченной растворимостью (Fe — Ni, Fe — Co, Nb — Mo, W — Ta). Ограниченную растворимость имеют металлы со значительной разницей атомных размеров и температур плавления (Al — Bi, Zn — Pb, Cu — Sn), причем, чем больше разница, тем меньше растворимость. При очень большой разнице в атомных размерах и различном типе кристаллических решеток растворимость может быть очень малой и образуется механическая смесь.

В сплавах в твердом состоянии возможна перекристаллизация, обусловленная аллотропическими превращениями компонентов сплава, распадом твердых растворов, выделением из твердых растворов вторичных фаз, когда растворимость компонентов в твердом состоянии меняется с изменением температуры.

Эти превращения называют **фазовыми превращениями** в твердом состоянии.

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

Обычно центры кристаллизации возникают по границам зерен старой фазы, где решетка имеет наибольшее количество дефектов и где есть примеси, которые могут стать центрами новых кристаллов. В случае различия строения старой и новой фаз превращение протекает с образованием промежуточных фаз.

Таким образом, свойства сплава определяются расположением составляющих его компонентов в Периодической таблице Д.И. Менделеева, типом и размером их кристаллических решеток и размерами атомов. Однако для каждого конкретного набора компонентов существует множество вариантов. Поэтому в материаловедении экспериментальным путем определяют взаимодействие компонентов в сплаве, характер образовавшейся структуры и свойства сплава и строят диаграммы состояния.

Диаграмма представляет собой графическое изображение состояния любого сплава изучаемой системы в зависимости от концентрации его компонентов и температуры (рис. 3.2).

Диаграммы состояния показывают устойчивые состояния сплава, т.е. состояния при которых сплав обладает минимумом свободной энергии, и поэтому диаграмму часто называют диаграммой равнове-

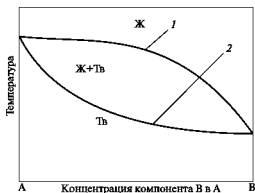


Рис. 3.2. Диаграмма состояния:
Ж — жидкость; Тв — твердое состояние; А и В — компоненты сплава; 1 (L) — линия ликвидус; 2 (S) — линия солидус

сия, так как она показывает, какие при данных условиях существуют равновесные фазы.

Построение диаграмм состояния наиболее часто осуществляется при помощи термического анализа. С этой целью для конкретных сплавов строят экспериментальные кривые охлаждения и нагрева сплавов в координатах «температура — время». Точки нагрева на кривых охлаждения характеризуют температуры, при которых начинаются или заканчиваются физико-химические изменения в сплавах. Эти точки называются критическими точками или критическими температурами. В результате получают серию кривых охлаждения, на которых при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегиба и температурные остановки.

Температуры, соответствующие фазовым превращениям, называют критическими точками. Некоторые критические точки имеют названия; например, точки, соответствующие началу кристаллизации, называют точками ликвидус, а концу кристаллизации — точками солидус.

Критические точки переносят на диаграмму (в координатах «температура — концентрация компонентов»). Соединяя критические точки, получают линии диаграммы состояния. Геометрическое место всех точек, которые определяют температуру начала кристаллизации (см. рис. 3.2), называют линией ликвидус 1 (L), конца кристаллизации — линией солидус 2 (S).

Диаграмма состояния в удобной графической форме показывает фазовое состояние сплава в зависимости от температуры и concentra-

ции компонентов. По ней можно установить, какие превращения происходят в сплаве при нагреве (охлаждении), определить температуры плавления или затвердевания сплава, выбрать рациональный режим термической обработки, прогнозировать поведение сплава в заданном интервале температур.

При построении диаграммы состояния используют правило фаз, которое устанавливает возможное число фаз и условия, при которых они могут существовать в конкретной системе:

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

где C — число степеней свободы, определяющее количество независимых переменных (температура, концентрация, давление), которое можно изменить не нарушая равновесия в системе, т.е. не изменяя числа фаз; K — число компонентов; V — число внешних переменных факторов; Φ — число фаз.

Для металлических сплавов можно принять $V = 1$ (в качестве внешних факторов учитывается только температура), и, таким образом, правило фаз запишется в виде

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

Рассмотрим равновесие однокомпонентной системы (чистый металл). Если в системе существует только одна фаза (жидкая или твердая), то $K=1$, $\Phi=1$ и $C=1+1-1=1$, т.е. имеется лишь одна степень свободы. Это значит, что в определенном температурном интервале металл можно нагревать или охлаждать, сохраняя однофазное состояние. Если в момент затвердевания или плавления в системе существует две фазы (жидкая и твердая), то $K=1$, $\Phi=2$ и $C=1+1-2=0$ — степеней свободы нет. Такое равновесие возможно только при постоянной температуре, и пока одновременно существуют две фазы, температура превращения не изменится. Для двухкомпонентной системы при наличии двух фаз в процессе затвердевания системы $K=2$, $\Phi=2$ и $C=2+1-2=1$ имеется одна степень свободы и равновесие в системе сохраняется в интервале температур (температуры начала и конца кристаллизации).

3.3. Построение диаграммы состояния сплавов, образующих механическую смесь

Компоненты данных сплавов неограниченно растворяются в жидкой фазе и практически не растворимы в твердой. Смесь кристаллов

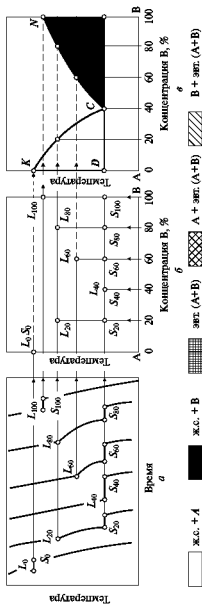


Рис. 3.3. Построение диаграммы состояния сплавов, образующих механическую смесь компонентов:
 а — кривые охлаждения; б — изображение температур ликвидус и солидус в координатах «температура — концентрация»;
 в — диаграмма состояния; А, В — компоненты сплава; эвт. — эвктика; $L_0, L_{20}, L_{40}, L_{60}, L_{80}, L_{100}$ — температуры
 начала затвердевания раствора при концентрации компонента В соответственно 0, 20, 40, 60, 80, 100%; $S_0, S_{20}, S_{40}, S_{60}, S_{80}, S_{100}$ — температуры конца затвердевания раствора при концентрации компонента В соответственно 0, 20, 40, 60, 80, 100%; К — ордината эвктики; К — С — N — линия ликвидус; D — C — E — линия солидус

в сплаве называют **эвтектической** или **эвтектикой**, если она кристаллизовалась из жидкости при постоянной температуре более низкой, чем температуры плавления отдельных компонентов, образующих сплав.

На рисунке 3.3 приведена диаграмма состояния сплава, образующего механическую смесь и эвтектику, построенная по кривым охлаждения.

Как видно из приведенных данных, температуры начала кристаллизации ($L_0, L_{20}, L_{40}, L_{60}, L_{80}, L_{100}$ — точки ликвидус) зависят от концентрации компонентов. Температуры конца кристаллизации ($S_0, S_{20}, S_{40}, S_{60}, S_{80}, S_{100}$ — точки солидус) не зависят от концентрации и постоянны. Для чистых металлов разница температур начала и конца кристаллизации равна нулю (для компонента А — точки L_0 и S_0 , для В — точки L_{100} и S_{100}).

При перенесении с кривых охлаждения значений критических температур на сетку с координатами «температура — концентрация» получим линии ликвидус — KCN и солидус — DCE , т.е. построим диаграмму состояния, в которой различают шесть зон: зона выше линии KCN — жидкий раствор, зона KCD — жидкий раствор и кристаллы компонента А, зона NCE — жидкий раствор и кристаллы компонента В.

По линии CT выделяется эвтектика, состоящая из кристаллов А и В. Кристаллизация эвтектического сплава носит особый характер. Температуры начала и конца кристаллизации совпадают, одновременно выделяются оба кристалла (А и В), основная масса которых собирается в своих определенных местах (восходящая диффузия), но в отдельных объемах возможны отклонения от среднего состава (флуктуации). Эти флуктуации и являются центрами кристаллизации. Кристаллизация эвтектики происходит одновременно на многих центрах, поэтому эвтектическая смесь состоит из множества мелких кристаллов. Вновь образованный кристалл одного компонента является центром кристаллизации другого компонента (идет наслоение кристаллов), поэтому эвтектика имеет пластинчатое строение. Чем больше поверхностное натяжение в сплаве, тем более округлыми получаются кристаллы. Влево от эвтектики (зона DCT) существует структура, состоящая из механической смеси кристаллов А и эвтектики (А+В), а вправо (зона ECT) находится механическая смесь из эвтектики (А+В) и кристаллов В.

3.4. Диаграмма сплавов, компоненты которых полностью растворимы в жидком и твердом состояниях

Полная взаимная растворимость в твердом состоянии возможна тогда, когда оба компонента имеют одинаковые кристаллические решетки и атомные диаметры компонентов мало отличаются по размерам. Такая диаграмма имеет простой вид (рис. 3.4, а) и состоит из двух линий — ликвидус и солидус, пересекающихся между собой в точках кристаллизации чистых компонентов А и В. Такие сплавы затвердевают и плавятся в интервале температур ($C=1$).

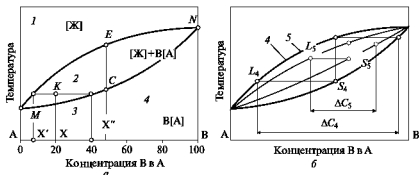


Рис. 3.4. Диаграмма сплавов, компоненты которых полностью растворимы в жидком и твердом состояниях:

а — диаграмма состояния; б — диаграмма состояния при разных скоростях охлаждения сплава; А, В — компоненты сплава; MEN — линия ликвидус; MCN — линия солидус; 1 — зона жидкой фазы [Ж]; 2 — зона кристаллизации сплава; 3 — зона твердой фазы, В [А]; $L_4, L_5; S_4, S_5; \Delta C_4, \Delta C_5$ — точки ликвидус; солидус и степень дендритной ликвации для большей (4) и меньшей (5) скорости охлаждения сплава; X — сплав; K — точка, характеризующая состояние сплава X; X' — точка концентрации компонентов А и В в [Ж]; X'' — точка концентрации компонентов А и В в В [А]

Диаграммы такого типа имеют системы Ag — Au, Mo — W, Fe — Ni и др.

Твердые растворы обозначают буквами греческого алфавита (α, β, γ и т.д.) или сначала ставят химический символ компонента растворителя, а затем в скобках химический символ растворенного вещества, например Fe [Ni], Mo [W], Au [Ag] и т.д.

В процессе кристаллизации таких сплавов из жидкого раствора выделяются кристаллы твердого раствора. После полного затвердевания структура сплава будет однофазной.

На диаграмме состояния можно выделить три зоны. Первая зона — выше линии ликвидус, сплав находится в жидком состоянии. Вторая зона — между линиями ликвидус (MEN) и солидус (MCN), в которой происходит кристаллизация сплава в интервале температур и при изменении состава фаз. С понижением температуры в этой зоне химический состав твердых кристаллов меняется по линии солидус, а состав жидкой фазы по линии ликвидус. Третья зона — ниже линии солидус, сплав представляет собой твердый раствор компонента В в А ($B[A]$). Кристаллы сплава однородны и имеют одинаковый химический состав. Выравнивание состава сплава происходит за счет диффузии и частично путем диффузии более тугоплавкого компонента из внутренних областей кристаллов и по внешним зонам (внутрикристаллическая диффузия).

Для определения концентрации компонентов в фазах, находящихся в равновесии, необходимо через точку, характеризующую состояние сплава (точка K для сплава X), провести горизонталь до пересечения с линиями ликвидус и солидус. Проекция точек пересечения горизонтали с линиями солидус и ликвидус на ось концентраций дадут искомые результаты.

При кристаллизации твердых растворов отчетливо виден рост дендритов. Оси первого порядка образуются при более высокой температуре, поэтому концентрации тугоплавкого компонента в них выше. Оси второго, третьего и более высоких порядков образуются при меньших температурах, поэтому с увеличением номера порядка концентрация тугоплавкого компонента в них уменьшается. При медленном охлаждении состав дендритов выравнивается за счет диффузии. При высоких скоростях охлаждения химическая неоднородность в различных объемах кристаллов сохраняется, что приводит к дендритной или внутрикристаллической ликвации.

Степень дендритной ликвации при быстром охлаждении можно определить по диаграмме состояния (рис. 3.4, б). Оси первого порядка, которые кристаллизуются в начале процесса, будут иметь состав, соответствующий точке S_4 , а последние оси — точке L_4 . Максимальное различие по составу (степень дендритной ликвации) будет ΔC_4 . При уменьшении скорости охлаждения диаграмма состояния сужается и степень дендритной ликвации станет равной ΔC_5 ($\Delta C_5 < \Delta C_4$), т.е. степень дендритной ликвации будет меньше. Кроме того, из диаграммы следует, что дендритная ликвация исправима, если сплав в твердом состоянии нагреть до температур несколько ниже линии солидус и выдержать при этой температуре в течение времени, необходимого для выравнивания состава за счет диффузии.

3.5. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют эвтектику

Сплавы, составы которых расположены в областях твердых растворов α и β (рис. 3.5), кристаллизуются точно так же, как и сплавы предыдущей диаграммы состояния, т.е. в этих областях образуются однородные твердые растворы: α — на базе компонента А с атомной решеткой, характерной для этого компонента, и β с атомной решеткой компонента В. Предельная концентрация компонента А в фазе β определяется линией FQ и практически не изменяется. Твердый раствор компонента В в А является ограниченным раствором с переменной растворимостью, которая меняется по линии EP в зависимости от температуры. Максимальное содержание компонента В в α -фазе определяется точкой E и при охлаждении снижается до точки P .

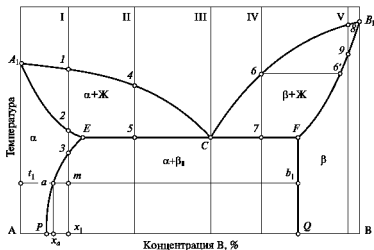


Рис. 3.5. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют эвтектику (растворимость двухсторонняя, переменная, увеличивающаяся с повышением температуры):

I, II, III, IV, V — сплавы; Ж — жидкость; α , β — твердые фазы; А, В, С, Е, Р, Q — точки диаграммы состояния; x_a , x_1 — состав сплава I

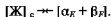
Рассмотрим превращения сплава I состава x_1 . После полиого затвердевания в точке 2 кристаллы имеют состав x_1 и сохраняют его до точки 3. При дальнейшем охлаждении концентрация компонента В

в твердом растворе уменьшается до состава, соответствующего точке P . Определим фазовое состояние сплава I для какой-либо температуры, например для t_1 . Проведем через точку m горизонтальную линию до пересечения с ближайшими линиями диаграммы состояния (EP и FQ); проекции точки пересечения (a , b) на ось концентраций укажут состав фаз, находящихся в равновесии при температуре t_1 .

Таким же образом можно определить состав фаз, находящихся в равновесии для любой температуры — **правило определения состава фаз**.

Количественное соотношение β и α -фаз при t_1 определяется соответственно отрезками am и mb_1 (в масштабе всего отрезка ab_1) — **правило отрезков**.

По мере уменьшения концентрации в твердом растворе компонент В выпадает в виде твердого раствора β -состава, соответствующего точке Q . Выпадающие кристаллы твердого раствора β называются вторичными (так как они выпали из твердого раствора, а не из жидкого) и обозначаются β_{II} . Конечная структура сплава I будет состоять из двух фаз $\alpha + \beta_{II}$. Сплав III называется эвтектическим (наиболее легкоплавким). Он кристаллизуется с одновременным выделением двух твердых фаз определенной концентрации: твердого раствора α -состава точки E и твердого раствора β -состава точки F . Эвтектическая реакция протекает по схеме:



При эвтектической реакции одновременно существуют три фазы — жидкая и два твердых раствора, поэтому степень свободы равна нулю и реакция протекает изотермически и при постоянном составе реагирующих фаз. Эвтектические кристаллы α и β имеют форму пластинок и равномерно чередуются между собой, образуя колонии.

В доэвтектическом сплаве II эвтектическому превращению предшествует выделение кристаллов α из жидкого раствора в интервале температур точек 4—5. В результате жидкая фаза обогащается компонентом В и охлаждение до температур точки 5 приводит к образованию в сплаве двух фаз определенного состава $\alpha_E + Ж_C$. Количество жидкой фазы выражается отрезком 5 — E , а количество твердой фазы — отрезком 5 — C .

При эвтектической температуре (точка 5) жидкий раствор превращается в эвтектику состава ($\alpha_E + \beta_F$). По мере охлаждения из твердого раствора α выделяются кристаллы β и при комнатной температуре структуру сплава запишем в виде

$$\alpha_P + \text{эвт} (\alpha_P + \beta_Q).$$

Для эвтектического сплава IV кристаллизация в интервале температур точек 6—7 сопровождается выделением β -фазы, богатой компонентом В, что приводит к обеднению жидкого раствора этим элементом. Состав выделяющихся кристаллов β изменяется от точки b' до точки F , а состав жидкой фазы — от точки b до точки C . При охлаждении до температур точки 7 произойдет эвтектическое превращение: $[\text{Ж}]_c \leftrightarrow \text{эвт} (\alpha_E + \beta_F)$. При комнатной температуре структура сплава будет иметь вид: $\beta_Q + \text{эвт} (\alpha_P + \beta_Q)$.

Все сплавы составов от точки P до точки Q содержат структурную составляющую эвтектику; количество ее тем больше, чем ближе состав сплава к эвтектическому.

3.6. Диаграмма состояния сплавов с полиморфным превращением компонентов и эвтектоидным превращением

Полиморфные превращения компонентов сплава изменяют его структуру и свойства, что позволяет путем термической обработки получать материалы с новыми свойствами.

На рисунке 3.6, *a* показана диаграмма состояния сплава с полиморфным превращением одного из компонентов (компонента А). Сплав I после полного затвердевания при температуре точки 2 при дальнейшем охлаждении в интервале температур точек 3—4 изменяет свою кристаллическую структуру за счет полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Таким образом до температур точки 4 сплав I будет иметь кристаллическую решетку A_α , а выше температуры точки 3— A_γ , причем кристаллическая решетка A_γ такая же, что и у компонента В, поэтому они образуют непрерывные ряды твердых растворов. При комнатной температуре в зависимости от состава сплавы могут иметь однофазные структуры (α — левее точки x_a , γ — правее точки x_b) или двухфазную — между точками x_a и x_b .

На рисунке 3.6, *b* представлена диаграмма состояния сплавов с полиморфным превращением двух компонентов и образованием эвтектоида. Ниже линии солидус (A_2B_2) до линии A_1CB_1 сплавы представляют собой твердый раствор γ , который при понижении температуры ниже t_1 испытывает эвтектоидное превращение с образованием смеси двух твердых фаз (эвтектоид): $\gamma_C \rightarrow \alpha_E + \beta_F$. При дальнейшем охлаж-

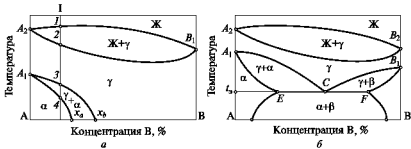


Рис. 3.6. Диаграммы состояния сплавов: *а* — с полиморфным превращением компонента А; *б* — с полиморфным превращением двух компонентов и образованием эвтектоида; А, В — компоненты сплавов; Ж — жидкая фаза; α , β , γ — однофазные сплавы; I — сплав; A_1 , A_2 , B_1 , B_2 , C, E, F — точки диаграммы состояния; t_e — температура эвтектоидного превращения; x_a , x_b — концентрации

дении до комнатной температуры взаимная растворимость компонентов уменьшается (линии AE и BF) и происходят вторичные выделения твердых растворов β_{II} и α_{II} , что показано на структурной схеме сплавов.

3.7. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и с перитектикой

В сплавах с содержанием компонента В меньше x_C или больше x_F кристаллизация приводит к образованию однофазных сплавов α и β соответственно (рис. 3.7).

Сплав II называют перитектическим. После предварительного выделения β -кристаллов из жидкой фазы сплав при температуре t_e испытывает перитектическое превращение, в результате которого жидкая фаза (J_D) и твердая фаза (β_F) реагируют между собой, образуя новую твердую фазу α_C : $J_D + \beta_F \rightarrow \alpha_C$. При температуре t_1 фазовый состав сплава II определяется точками x_a и x_b . По мере понижения температуры до t_e состав жидкой фазы меняется по линии aD , а твердой — по линии bF .

В сплавах до- и заперитектических при температуре перитектической реакции имеется избыток жидкой или твердой фазы соответственно. В связи с этим для сплава III перитектическая реакция заканчивается образованием новой α -фазы, но при этом остается избыток

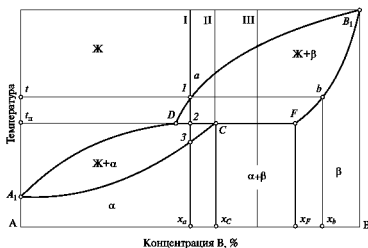


Рис. 3.7. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют перитектику:

A, B — компоненты сплавов; Ж — жидкая фаза; α , β — однофазные сплавы; I, II, III — номера сплавов; A_1 , B_1 , C, D, F — точки диаграммы состояния; t_n — температура перитектической реакции; x_a , x_b , x_c , x_f — концентрация

фазы β : $J_D + \beta_F \rightarrow \alpha_C + \beta_F$ В результате образуется смесь, состоящая из кристаллов α_C и β_F , причем фаза β , которая выделилась раньше, окружена фазой α .

Для доперитектических сплавов (сплав I) перитектическая реакция не приводит к полному затвердеванию сплава, так как наряду с вновь образовавшейся фазой α_C сохраняется жидкая фаза: $J_D + \beta_F \rightarrow \alpha_C + J_{D(\text{ост})}$.

В интервале точек 2—3 из оставшейся жидкой фазы выделяются кристаллы фазы α , и ниже точки 3 структура сплава будет однофазной, где практически невозможно отличить кристаллы α_C , выделявшиеся при перитектической реакции, от кристаллов α , выпавших из оставшейся жидкой фазы.

3.8. Превращения в железоуглеродистых сплавах

Различают две диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов: метастабильная, характеризующая превращения в системе Fe — Fe₃C

(цементит) и стабильная Fe — C (графит). Система Fe — C более стабильная, чем система Fe — Fe₃C, так как при нагреве до высоких температур цементит распадается на железо и графит, т.е. переходит в более стабильное состояние.

Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом

Железо (см. подраздел 2.3) и углерод — элементы полиморфные.

Углерод известен в двух модификациях: графит, а алмаз представляет собой его метастабильную модификацию. При высоких давлениях и температурах стабильным становится алмаз.

В сплавах железа с углеродом различают следующие фазы: жидкий раствор (на диаграмме состояния обозначается буквой «Ж»), феррит, аустенит, цементит и свободный углерод в виде графита.

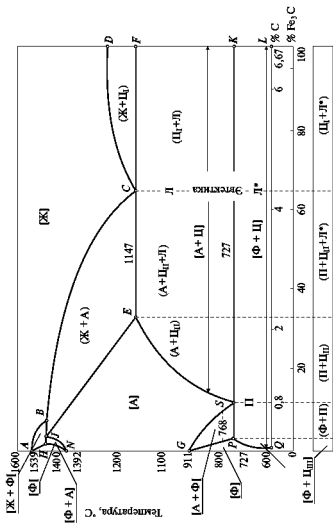
Феррит (Ф или α) — твердый раствор внедрения углерода в Fe_α. Различают низкотемпературный феррит с растворимостью углерода до 0,02% и высокотемпературный с предельной растворимостью 0,1%. Низкая растворимость углерода в Fe_α обусловлена малым размером межатомных пор в ОЦК-решетке. Большая часть атомов углерода может располагаться в дефектах решетки (вакансиях или дислокациях). Феррит — мягкая, пластичная фаза, имеющая следующие механические свойства: σ_в — 300 МПа; δ — 40%; KCU — 2,5 МДж/м²; твердость 80...100 НВ.

Аустенит (А или γ) — твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ, имеет ГЦК-решетку. Так как атомные поры решетки ГЦК больше, чем ОЦК, то растворимость углерода в Fe_γ больше и составляет 2,14% при 1147 °С. Аустенит пластичен и имеет большую, чем феррит, прочность (160...200 НВ).

Цементит (Ц) — карбид железа Fe₃C, содержит 6,69% С, имеет сложную ромбическую кристаллическую решетку. В нормальных условиях цементит обладает высокой твердостью (800 НВ) и низкой вязкостью. Температура плавления цементита приблизительно равна 1260 °С.

Графит (Г) — углерод, выделившийся в железоуглеродистых сплавах в свободном состоянии, имеет гексагональную кристаллическую решетку. Графит химически стоек, мягок и малопрочен.

Диаграмма состояния Fe — Fe₃C характеризует фазовый состав и превращения в системе Fe — Fe₃C (рис. 3.8). Особенностью диаграммы является наличие двух шкал, показывающих содержание углерода и цементита. Координаты характерных точек диаграммы приведены в табл. 3.1.

Рис. 3.8. Диаграмма состояния Fe — Fe₃C:

A...S — характерные точки; А — аустенит; Ж — жидкая фаза; П — перлит; Ц — цементит; Ф — феррит; Л — ледебурит (А + Ц); Л* — ледебурит (П + Ц); квадратные скобки — фазы; круглые скобки — структурные составляющие

Таблица 3.1

Характерные точки диаграммы состояния системы Fe — Fe₃C

Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %	Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %
<i>A</i>	1 539	0	<i>C</i>	1 147	4,3
<i>H</i>	1 499	0,1	<i>F</i>	1 147	6,69
<i>J</i>	1 499	0,16	<i>G</i>	911	0
<i>B</i>	1 499	0,51	<i>P</i>	727	0,02...0,03*
<i>N</i>	1 392	0	<i>S</i>	727	0,8
<i>D</i>	1 260	6,69	<i>K</i>	727	6,69
<i>E</i>	1 147	2,14	—	—	—

* Концентрация зависит от чистоты металла.

Фазовый состав и превращения в сплавах железо — цементит

Точка *A* определяет температуру плавления чистого железа. Точка *D* — температуру плавления цементита. Точки *N* и *G* соответствуют температурам полиморфных превращений железа. Точки *H* и *P* характеризуют предельную концентрацию углерода соответственно в высокотемпературном и низкотемпературном феррите. Точка *E* определяет наибольшую концентрацию углерода в аустените.

Превращения в сплавах системы Fe — Fe₃C происходят как при затвердевании жидкой фазы (первичная кристаллизация), так и в твердом состоянии (вторичная кристаллизация).

Первичная кристаллизация идет в интервале температур, определяемых на линиях ликвидус (*ABCD*) и солидус (*AHJECF*). Вторичная кристаллизация происходит в результате превращения железа из одной модификации (Fe_γ) в другую (Fe_α). Растворимость углерода в аустените (Fe_γ) и в феррите (Fe_α) с понижением температуры уменьшается (линии *ES* и *PQ* соответственно), а избыток углерода выделяется из твердых растворов в виде цементита, содержащего 6,67% C. Принято обозначать цементит, выделившийся из жидкости по линии *CD*, — первичным (Ц_I), из аустенита по линии *ES* — вторичным (Ц_{II}) и из феррита по линии *PQ* — третичным (Ц_{III}).

В системе Fe — Fe₃C три изотермических превращения.

Перитектическое превращение происходит при 1499 °С (линия *HJB*):



Эвтектическое превращение при 1147 °С (линия ECF):



Полученная эвтектическая смесь аустенита называется ледебуритом (Л).

Эвтектоидное превращение при 727 °С (линия PSK):



Эвтектоидная смесь феррита и цементита называется *перлитом* (П).

Эвтектоид — перлит (0,8% С) и эвтектика ледебурит (4,3% С) являются самостоятельными структурными составляющими и оказывают большое влияние на свойства железоуглеродистых сплавов. Перлит, как правило, имеет пластинчатое строение и является прочной структурной составляющей: $\sigma_B = 800 \dots 900$ МПа; $\sigma_{0,2} =$ МПа; $\delta = 16\%$; твердость 180...200 НВ.

Ниже линии SK аустенит, входящий в состав ледебурита, распадается на перлит и цементит, причем цементит представляет собой сплошную матрицу, в которой расположены колонии перлита и это определяет большую твердость ледебурита (более 600 НВ) и повышенную его хрупкость. Наличие ледебурита в структуре сплавов делает невозможным обработку их давлением или резанием.

В зависимости от содержания углерода железоуглеродистые сплавы в соответствии с диаграммой Fe — Fe₃C подразделяют на стали (менее 2,14%) и чугуны (свыше 2,14%).

Кристаллизация сталей

Кристаллизация чистого железа протекает изотермически при температуре 1539 °С. Рассмотрим верхний участок (ABJNH) диаграммы Fe — Fe₃C (рис. 3.9), где протекает перитектическое превращение.

Сплав I с содержанием углерода менее 0,1% кристаллизуется в интервале температур точек 1—2 и не испытывает перитектического превращения. При кристаллизации образуется зернистая структура, состоящая из кристаллов феррита. В интервале температур точек 3—4 происходит перекристаллизация феррита в аустенит.

У сплава II с содержанием углерода от 0,1 до 0,16% в интервале температур точек 5—6 выделяется феррит. При температуре точки б в сплаве содержится избыточный феррит. Перитектический процесс заканчивается образованием новой фазы аустенита при сохранении небольшого количества феррита ($\Phi_{H(ост)}$): $\Phi_H + Ж_B = A_J + \Phi_{H(ост)}$.

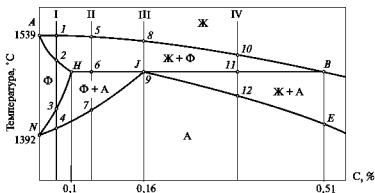


Рис. 3.9. Часть диаграммы состояния Fe — Fe₃C для сплавов, испытывающих перитектическое превращение:

A, B, J, H, N, E — характерные точки диаграммы; *I, II, III, IV* — сплавы; *1...12* — критические точки сплавов *I...IV*; *Ж* — жидкая фаза

При последующем охлаждении этот остаток феррита перекристаллизуется в аустенит.

Сплав III с содержанием углерода 0,16% образует кристаллы феррита в интервале температур точек 8—9, которые при температуре точки 9 имеют состав точки *H*, а оставшаяся жидкая фаза — состав точки *B*. При 1499 °С протекает перитектическая реакция. Кристаллы феррита взаимодействуют с жидкой фазой с образованием кристаллов аустенита (состав точки *J*).

Сплав IV с содержанием углерода от 0,16 до 0,51% при температуре точки *II* имеет избыточную жидкую фазу (по сравнению со сплавом III), поэтому перитектический процесс заканчивается образованием аустенита при сохранении небольшого количества жидкой фазы: $\Phi_H + \text{Ж}_B = \text{А}_J + \text{Ж}_{B(\text{ост})}$. При дальнейшем охлаждении в интервале температур точек *II—12* из оставшейся жидкой фазы кристаллизуется аустенит.

Анализ этой части диаграммы показывает, что все рассмотренные сплавы, лежащие ниже линий *NJ* и *JE*, имеют аустенитную структуру.

Превращения сталей в твердом состоянии

Основные виды технологических операций (термическая обработка, деформация, резание и др.) проводят в твердом состоянии, поэтому рассмотрим превращения, происходящие в сталях при температурах ниже линии солидус.

На рисунке 3.10, *a* представлена часть диаграммы Fe — Fe₃C для сплавов, не испытывающих эвтектичного превращения.

Сплавы с содержанием углерода при комнатной температуре менее 0,002% (точка *Q*) имеют однородную структуру феррита (см. рис. 3.10, *б*), которая получается в результате распада аустенита от температуры точки *I* до температуры точки *2* (сплав I). В интервале концентраций углерода 0,002 до 0,02% после образования феррита (сплав II, точка *5*) из него начинает выделяться третичный цементит, и при комнатной температуре образуется двухфазная структура — феррит и третичный цементит. Цементит располагается по границам зерен в виде прослоек, что несколько снижает технологичность этих сплавов (рис. 3.10, *в*).

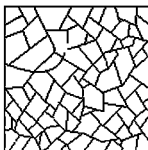
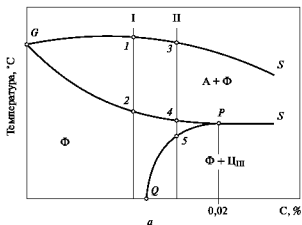
*б**в*

Рис. 3.10. Часть диаграммы состояния Fe — Fe₃C для сплавов, не испытывающих эвтектоидного превращения, и микроструктуры технического железа: *a* — диаграмма состояния; *б* — содержание углерода менее 0,005%, увеличение 300-кратное; *в* — содержание углерода 0,01%, увеличение 600; I, II — сплавы; А — аустенит; Ф — феррит; Ц_{III} — цементит третичный; *G, S, P, Q* — характерные точки диаграммы

Все сплавы с содержанием углерода до 0,02% называются техническим железом.

На рисунке 3.11, *a* представлена часть диаграммы Fe — Fe₃C для сплавов, испытывающих эвтектоидные превращения.

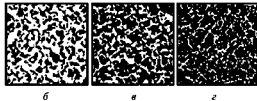
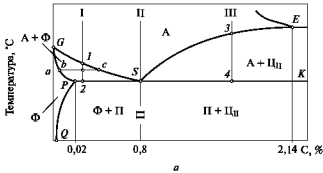


Рис. 3.11. Часть диаграммы состояния Fe — Fe₃C для сплавов, испытывающих эвтектоидное превращение, и микроstructures доэвтектоидных сталей: *a* — диаграмма состояния; *б* — содержание углерода 0,2%; *в* — содержание углерода 0,4%; *г* — содержание углерода 0,6% (увеличение 600); I, II, III — сплавы; А — аустенит; Ф — феррит; П — перлит; П_{II} — цементит вторичный

Эвтектоидному превращению сплава I, содержащему менее 0,8% углерода, предшествует частичное превращение аустенита в феррит (интервал температур точек 1—2). При температуре точки *b* фазовый состав сплава:



Количественное соотношение аустенита и феррита определяется соотношением отрезков *ab* и *bc*. При температуре точки 2 сплав имеет фазовый состав $A_s + \Phi_p$. При эвтектоидном превращении аустенит переходит в перлит, который вместе с выделившимся ранее ферритом образует конечную структуру сплава (рис. 3.11, *б*, *в*, *г*). Стали этого типа (содержание углерода менее 0,8% называют *доэвтектоидными сталями*). Количественное соотношение между ферритом и перлитом в этих сталях

определяется содержанием углерода. Чем ближе содержание углерода к эвтектоидной концентрации, тем больше в структуре перлита.

В сплавах II (см. рис. 3.11, *a*) с содержанием углерода 0,8% эвтектоидное превращение происходит при температуре линии *PSK*. В результате превращения из аустенита выделяются феррит (с содержанием графита 0,02%) и цементит. Превращение идет при постоянной температуре и постоянном составе фаз, так как в процессе одновременно участвуют три фазы, и число степеней свободы равно нулю. Стали этого типа (с содержанием углерода 0,8% называют *эвтектоидными* сталями). На микрофотографиях этих сталей отчетливо видны пластинки перлита (рис. 3.12, *a*).

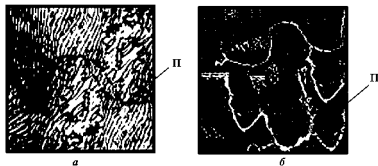


Рис. 3.12. Микрофотографии сталей:
a — эвтектоидной с содержанием углерода 0,8%
 (увеличение 300); *б* — заэвтектоидной с содержанием
 углерода 0,85% (увеличение 600); П — перлит

Эвтектоидному превращению сплава III (см. рис. 3.11) с содержанием углерода более 0,8% в интервале температур точек 3—4 предшествует выделение из аустенита вторичного цементита. Это вызвано уменьшением растворимости графита в аустените (линия *ES* диаграммы). При охлаждении до температуры точки 4 аустенит обедняется углеродом до 0,8% и на линии *PSK* испытывает эвтектоидное превращение. При медленном охлаждении вторичный цементит выделяется на границах аустенитных зерен, образуя сплошные оболочки в виде светлой сетки (рис. 3.12, *б*). Стали этого типа называют *заэвтектоидными*.

Контрольные вопросы

1. Что такое фаза?
2. Что такое твердый раствор?

3. Какие виды твердых растворов вы знаете?
4. Какую решетку имеют соединения с электронной концентрацией, равной $3/2$?
5. Какая будет микроструктура сплава при полной взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии?
6. Что означают термины «точка ликвидус» и «точка солидус»?
7. Опишите зоны, наблюдаемые на диаграмме состояния сплавов, образующих механическую смесь.
8. Опишите диаграмму состояния сплавов, образующих механическую смесь и эвтектику.
9. Что характеризует диаграмма состояния Fe — Fe₃C?
10. При какой температуре происходит перитектическое превращение?
11. Какая линия диаграммы Fe — Fe₃C показывает эвтектическое превращение?
12. Что такое ледебурит?
13. При какой температуре происходит эвтектоидное превращение?
14. Какую структуру имеют сплавы с содержанием углерода 0,002...0,02%?
15. Как называются сплавы с содержанием углерода 0,02...0,8%?

ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

4.1. Основы черной металлургии

Железоуглеродистые сплавы (черные сплавы) подразделяют на стали и чугуны. Границей между сталями и чугунами является вертикаль точки *E* (концентрация углерода 2,14%) диаграммы состояния Fe — Fe₃C (см. рис. 3.8). Левее вертикали лежат сплавы, получившие название «сталь», правее — «чугун».

Чугун и сталь получают пирометаллургическим способом, протекающим при сгорании топлива. Современное производство черных металлов базируется главным образом на двухступенчатой схеме. Эта схема включает производство чугуна в доменных печах и последующую переработку чугуна в сталь.

Исходными материалами для производства металлов и сплавов являются руда, топливо, флюсы и огнеупорные материалы.

Руда — горная порода, из которой технически возможно и экономически целесообразно в данных конкретных условиях извлекать металлы и их соединения. Руды могут содержать один металл или несколько и пустую породу, которая не содержит извлекаемых металлов или их соединений.

В металлургических печах используют твердое (кокс), газообразное (природный газ) и жидкое (мазут) металлургическое топливо.

Основным видом топлива, применяющимся в доменных печах, является кокс — твердая пористая масса, получаемая сухой перегонкой коксующихся сортов каменного угля в коксовых печах при температуре 1000...1100 °С.

Флюсы — это материалы, загружаемые в плавильную печь, для получения шлака — легкоплавкого соединения с пустой породой и золой топлива. Шлак располагается на поверхности жидкого металла, служит для защиты его от контакта с печными газами и для удаления вредных примесей.

Металлургические печи работают в условиях высоких температур, поэтому внутреннюю поверхность их покрывают (футеруют) огнеупорными материалами, которые должны выдерживать высокую температуру и обладать достаточной механической прочностью.

4.2. Чугун

Чугун — железоуглеродистый сплав, содержащий более 2,14% углерода и затвердевающий с образованием эвтектики. Чугуны обладают низкой пластичностью. Однако благодаря высоким литейным свойствам, достаточной прочности и относительной дешевизне чугуны нашли широкое применение в машиностроении.

Чугуны при кристаллизации и дальнейшем охлаждении могут вести себя по-разному (см. рис. 3.8): либо в соответствии с метастабильной диаграммой состояний Fe — Fe₃C (белые чугуны, в которых углерод присутствует в виде Fe₃C), либо в соответствии со стабильной диаграммой Fe — C (серые чугуны, в которых углерод присутствует в виде графита).

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

Белый чугун (рис. 4.1) получают при ускоренном охлаждении и при переохлаждении жидкого чугуна ниже 1147 °С, когда в силу структурных особенностей будет образовываться метастабильная фаза Fe₃C, а не графит. Белые чугуны отличаются высокой твердостью, хрупкостью и трудно обрабатываются резанием. Поэтому они как конструкционный материал применяются редко, а используются для получения ковкого чугуна путем графитизирующего отжига.



Рис. 4.1. Микроструктура белого чугуна: содержание углерода — 3,05%; структурные составляющие — дендриты превращенного в перлит аустенита (темные включения) и ледебурит (пестрая матрица); увеличение 200-кратное

Серый чугун (чугун со свободным графитом) образуется только при малых скоростях охлаждения в узком интервале температур, когда мала степень переохлаждения жидкой фазы. В этих условиях весь углерод или его большая часть графитизируется в виде пластинчатого графита, а содержание углерода в виде цементита составляет не более 0,8%. У серых чугунов хорошие технологические и прочностные свойства, что определяет широкое применение их как конструкционного материала.

Классификация чугунов со свободным графитом

Чугун со свободным графитом можно рассматривать как структуру, которая состоит из графитных включений, вкрапленных в металлическую основу. Свойства чугуна зависят от характера графитных включений и свойств металлической основы. Общее содержание углерода в чугуне со свободным графитом можно выразить зависимостью:

$$C_{\text{общ}} = C_{\text{св}} + C_{\text{своб}},$$

где $C_{\text{св}}$ — процентное содержание связанного графита; $C_{\text{своб}}$ — процентное содержание свободного графита.

В зависимости от содержания связанного графита различают ферритный чугун ($C_{\text{св}} < 0,02\%$); ферритно-перлитный чугун ($0,02 < C_{\text{св}} < 0,8\%$); перлитный чугун ($C_{\text{св}} = 0,8\%$) и половинчатый чугун ($C_{\text{св}} > 0,8\%$).

В зависимости от формы графитных включений чугуны со свободным графитом подразделяются:

- на чугун с пластинчатым графитом — серый чугун (рис. 4.2, *а*);
- чугун с хлопьевидным графитом — ковкий чугун (рис. 4.2, *б*);
- чугун с шаровидным графитом — высокопрочный чугун (рис. 4.2, *в*);
- чугун с вермикулярным графитом (рис. 4.2, *г*).



Рис. 4.2. Микроструктуры чугунов со свободным графитом: *а* — серый чугун; *б* — ковкий чугун; *в* — высокопрочный чугун; *г* — чугун с вермикулярным графитом; структурные составляющие — свободный графит (темные включения) в металлической (светло-серой) матрице; увеличение 200-кратное

По сравнению с металлической основой графит имеет низкую прочность. Поэтому графитовые включения можно считать нарушениями сплошности (пустотами) в металлической основе, и чугун можно рассматривать как сплав, пронизанный включениями графита, ослабляющими его металлическую основу. Однако наличие свободного графита определяет и ряд преимуществ чугуна: хорошая жидкотекучесть и малая усадка; хорошая обрабатываемость резанием (графит делает стружку ломкой); высокие демпфирующие и антифрикционные свойства.

Серый чугун содержит свободный углерод в виде пластин (см. рис. 4.2, а). Наличие пластин графита с острыми краями уменьшает живое сечение металлической матрицы. Пластины являются внутренними концентраторами напряжений, способствующими зарождению и развитию трещин, они также сильно снижают прочность и пластичность чугуна при растяжении. Относительное удлинение серых чугунов не превышает 0,5...1,0%.

В отдельную группу выделены **чугуны со специальными свойствами** (легированные чугуны: антифрикционные, износостойкие, жаростойкие, коррозионно-стойкие, жаропрочные).

Наличие большого количества внутренних концентраторов напряжений в виде пластин графита делает серый чугун малочувствительным к внешним концентраторам напряжений: резким переходам между сечениями отливки, надрезам, выточкам, царапинам и другим неровностям поверхности отливки.

В соответствии с ГОСТ 3443—87 серые чугуны маркируют буквами СЧ и числом, показывающим уменьшенный в 10 раз предел прочности на растяжение, в МПа, например СЧ21 ($\sigma_b = 210$ МПа).

ГОСТ 1412—85 включает в себя шесть основных марок серого чугуна — от СЧ10 до СЧ35.

Чугуны марок СЧ10 и СЧ15 обладают невысоким пределом прочности на растяжение и применяются для изготовления малоответственных деталей машиностроения. Более прочные чугуны марок СЧ21 — СЧ35 содержат графит в виде мелких равномерно рассеянных пластинок и применяются для изделий, работающих при высоких нагрузках или в условиях повышенного изнашивания.

Основные области применения серого чугуна — станкостроение и тяжелое машиностроение (станины станков, разнообразные корпусные детали), автомобильная промышленность и сельскохозяйственное машиностроение, санитарно-техническое оборудование (отопительные радиаторы, трубы, ванны) и др.

Высокопрочный чугу́н содержит графит в виде шаровидных включений (см. рис. 4.2, в), полученных путем введения в жидкий чугун специальных добавок — модификаторов (магний, селен или их соединения).

Марка высокопрочного чугуна состоит из букв ВЧ и числа, в 10 раз меньшего значения его прочности (ВЧ 100, $\sigma_b=1000$ МПа).

Шаровидный графит в меньшей степени, чем пластинчатый, ослабляет сечение металлической матрицы и, главное, не является сильным концентратором напряжений. Это обстоятельство в сочетании с возможностью формировать необходимую структуру металлической матрицы позволяет придавать чугунам высокую прочность, пластичность и повышенную ударную вязкость.

Во всех чугунах марок ВЧ содержание углерода лежит в пределах 4,1 ... 4,3%, что обеспечивает хорошие литейные свойства.

Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом используют для замены литой стали в изделиях ответственного назначения (валки горячей прокатки, станины и рамы прокатных станов, молотов и прессов). По сравнению со сталью они обладают несравнимо более высокими литейными свойствами и на 8...10% меньшей плотностью (последнее позволяет снизить массу машин). Даже поковки ответственного назначения из легированных сталей можно заменять на отливки из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Классический пример этого — тяжело нагруженные коленчатые валы дизельных, в том числе автомобильных двигателей, к которым предъявляют высокие требования по статической и усталостной прочности.

Высокопрочный чугун используют и для замены серого чугуна, если необходимо увеличить срок службы изделия или снизить массу.

Для повышения прочности и получения специальных свойств (жаростойкость, коррозионная стойкость) высокопрочные чугуны легируют (хромом, никелем, титаном, марганцем, алюминием) и в ряде случаев подвергают термической обработке.

Марка легированных чугунов состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих: буква «Ч» — чугун; далее обозначения совпадают с маркировкой легированных сталей. Например: ЧС15М3 — чугун, Si — 15%, Mo — 3%.

Низколегированные чугуны широко используются для изготовления поршневых колец двигателей внутреннего сгорания (требуются высокая упругость и износостойкость). Основным материалом для изготовления поршневых колец является фосфористый серый перлитный чугун ($P=0,3...0,5\%$). К поршневым кольцам авиационных двигателей предъявляют дополнительное требование — повышенная те-

плостойкостью, поэтому кольца изготавливают из чугунов марок ЧХНВ и ЧХНМ. Легирование вольфрамом или молибденом позволяет повысить теплостойкость до 400 °С.

Повышение коррозионной стойкости чугунов достигается легированием 13...17% Si отдельно или в сочетании с молибденом или хромом. В соответствии с ГОСТ 7769—82 к коррозионно-стойким относятся чугуны марок ЧС13, ЧС15, ЧС17, ЧС15М3, ЧХ22С, ЧХ28Д2. Высокая коррозионная стойкость обеспечивается за счет создания на поверхности чугунной детали защитной оксидной пленки.

Для работы в агрессивных газовых или воздушных смесях применяют окислостойкие чугуны (легирование хромом, кремнием, алюминием). Чугуны марок ЧХ2, ЧХ3, ЧХ5, ЧЮХШ (Ш — чугун с шаровидным графитом) обладают умеренной жаростойкостью. Аустенитные чугуны марок ЧН11Г7Ш, ЧН19Х3Ш обладают повышенной жаропрочностью.

В электротехнической промышленности в качестве маломощных материалов используют чугуны марок ЧГ6С3Ш, ЧГ8Д3, ЧН15Д6.

При модифицировании чугуна магнием и редкоземельными металлами свободный графит приобретает шаровидную (до 40%) и вермикулярную (в виде мелких прожилок) форму — **чугун с вермикулярным графитом** (см. рис. 4.2, з). Эти чугуны производятся четырех марок: ЧВГ30, ЧВГ35, ЧВГ40, ЧВГ45. По механическим свойствам эти чугуны занимают промежуточное место между серыми и высокопрочными чугунами. Чугуны указанных марок хорошо заменяют серые чугуны в отливках, подвергаемых циклическим нагрузкам (блоки цилиндров, поршни, гильзы, изложницы, кокили).

Ковкий чугун получают длительным отжигом отливок из белого чугуна. Графит в ковких чугунах имеет хлопьевидную форму (см. рис. 4.2, б). По своим свойствам ковкий чугун занимает промежуточное положение между серым и высокопрочным чугунами. По ГОСТ 1215—79 ковкий чугун обозначается двумя цифрами: пределом прочности на растяжение (МПа/10) и относительным удлинением (%), например КЧ 35-10 ($\sigma_s=350$ МПа, $\delta=10\%$).

Антифрикционные чугуны получают добавлением фосфидной эвтектики в чугуны со свободным графитом. Они маркируются следующим образом: к буквенному обозначению соответствующего чугуна добавляют букву А, в конце ставят порядковый номер АЧС-1...АЧС-6; АЧВ-1, АЧВ-2, АЧК-1, АЧК-2.

Антифрикционные чугуны применяются для изготовления подшипников скольжения, в которых графит выполняет роль мягкой составляющей.

Производство чугуна

Исходным материалом для получения чугуна являются железные руды, в которых железо находится в виде оксидов, гидроксидов, карбонатов и других соединений.

Промышленностью разрабатываются четыре основных вида железных руд: *красный железняк* (гематит) — содержит железо в виде безводной окиси Fe_2O_3 ; *бурый железняк* — содержит железо в виде гидратов окисей $2\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ и $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$; *магнитный железняк* (магнетит) — содержит железо в виде магнитной окиси Fe_3O_4 ; *шаптовый железняк* (сидерит) — содержит железо в виде углекислой соли FeCO_3 .

Перед загрузкой в печь производят подготовку руд к плавке, которая начинается с дробления и сортировки руды по крупности. Измельченная и рассортированная руда подвергается обогащению. Обогащение основано на различии физических и химических свойств минералов, входящих в состав руды. К основным способам обогащения относятся промывка, гравитация, магнитная сепарация, окускование.

Промывка водой производится для удаления глинистых и песчаных примесей. Гравитационное обогащение основано на разнице в удельных весах ценного компонента и пустой породы. Магнитную сепарацию применяют для обогащения железных руд, содержащих магнитные вкрапления, которые притягиваются к магниту, отделяя их от немагнитной пустой породы.

Окусование — превращение рудной мелочи, образующейся при дроблении руды, в куски необходимых размеров. Окусование осуществляется двумя способами — *агломерацией* и *производством окатышей*. При агломерации получают кусковой пористый офлюсованный материал — агломерат, а при производстве окатышей — шарики-окатыши диаметром до 30 мм.

Чугун выплавляют в печах шахтного типа — доменных печах (ДП). В ДП загружают шихту, состоящую из руды, агломерата, окатышей, флюсов и кокса. Срок непрерывной работы печи 5...6 лет, высота достигает 35 м, производительность составляет 12...17 тыс. т чугуна в сутки, периодичность выпуска чугуна — 4—6 раз в сутки.

Доменная печь (рис. 4.3) имеет стальной кожух *10*, выложенный внутри огнеупорным кирпичом *11*. Верхняя цилиндрическая часть доменной печи — колошник *1* — предназначена для загрузки исходных (шихтовых) материалов и отвода газов. Шихта загружается в печь засыпным аппаратом *12*, конструкция которого имеет два металлических конуса, обеспечивающих равномерное распределение шихтовых

материалов по сечению печи. В процессе работы печи шихтовые материалы опускаются из загрузочного устройства в шахту 2, а затем — в цилиндрический пояс 3 — распар. Это самая широкая часть доменной печи, ниже которой находится конический пояс — заплечики 4. Нижняя часть рабочего пространства печи — горн 5, в верхней части которого расположены фурмы 9 — устройства, через которые в доменную печь вдувается подогретый воздух, необходимый для горения кокса. В горне расположены отверстия — летки для выпуска жидкого чугуна 6 и шлака 8.

Работает ДП по принципу противотока: сверху вниз опускаются шихтовые материалы, а снизу вверх навстречу им поднимаются горячие газы, которые образуются при взаимодействии горячего воздуха, поступающего в доменную печь через фурмы, с углеродом кокса. Горение кокса сопровождается выделением тепла и образованием газов CO_2 и CO (активный восстановитель).

Важнейшим процессом, происходящим в доменной печи, является восстановление окислов железа путем последовательного отщепления кислорода от высшего оксида к низшему по схеме: $\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$.

Основными восстановителями являются оксид углерода, твердый углерод кокса или углерод, отложившийся в порах железной руды в виде сажи, и небольшое количество водорода из подаваемого в печь воздуха, но его роль в целом невелика. Восстановленное железо опускается в горн и науглероживается, проходя через слой раскаленного кокса.

Одновременно с восстановлением и науглероживанием железа в ДП происходит восстановление марганца, кремния и фосфора и других примесей, содержащихся в руде, которые переходят в чугун. Марганец и кремний являются полезными примесями. Восстановление марганца протекает аналогично восстановлению железа, а кремний восстанавливается углеродом. Фосфор и сера относятся к вредным примесям. Фосфор практически полностью переходит в чугун. Сера попадает в доменную печь в основном с коксом. Какое-то количество серы удаляется с газами в виде H_2S и SO_2 . Однако значительная часть ее остается в печи и распределяется между жидким шлаком и чугуном. При наличии в доменной печи извести происходит частичное удаление серы в шлак в виде соединения CaS .

Таким образом, в доменной печи образуется сплав, по меньшей мере, шести элементов: железа, углерода, марганца, кремния, фосфора и серы, в котором содержание углерода обычно превышает 3% (чугун).

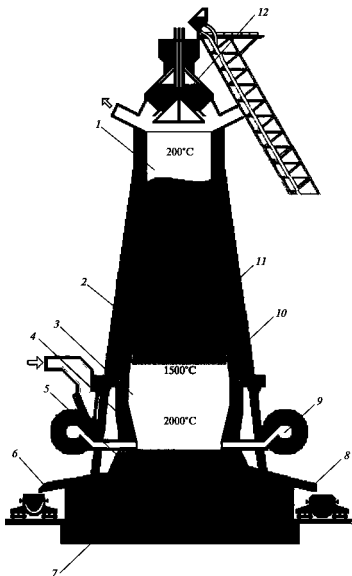


Рис. 4.3. Схема доменной печи:

1 — колошник; 2 — шахта; 3 — распар; 4 — запячки; 5 — горн; 6 — чугунная летка; 7 — лещадь; 8 — шлаковая летка; 9 — фурма; 10 — стальной кожух; 11 — огнеупорная футеровка; 12 — засыпной аппарат

Основным продуктом доменной плавки является чугун. В зависимости от химического состава и назначения доменные чугуны подразделяются на *литейные* (используются для получения чугунных отливок) и *передельные* (направляются на производство стали). Кроме того, в доменной печи можно выплавлять специальные чугуны — *ферросплавы*.

Побочные продукты доменной плавки — доменный шлак (применяется для производства строительных материалов — шлаковаты, шлакобетона) и доменный (колошниковый) газ, который после очистки используется как топливо.

4.3. Сталь

Стали классифицируют по химическому составу, качеству, степени раскисления, структуре, прочности и назначению.

По *химическому составу* стали подразделяют на углеродистые и легированные. В зависимости от содержания углерода различают низкоуглеродистые (до 0,3% С), среднеуглеродистые (0,3...0,7% С) и высокоуглеродистые (свыше 0,7% С). Легирование стали в зависимости от введенных основных легирующих элементов могут быть хромистыми, кобальтовыми, марганцовистыми, хромоникелевыми и другими. В зависимости от суммарного содержания легирующих элементов различают низколегированные (менее 5%), среднелегированные (5 ... 10%) и высоколегированные (более 10%) стали.

По *качеству*, оцениваемому суммарным содержанием примесей (серы и фосфора), стали подразделяют на стали обыкновенного качества (до 0,05% S и 0,04% P), качественные (менее 0,04% S и 0,035% P), высококачественные (менее 0,025% S и 0,025% P) и особо высококачественные (менее 0,015% S и 0,025% P).

По *степени раскисления* различают стали спокойные, которые раскисляли марганцем, кремнием, алюминием; кипящие — только марганцем и полуспокойные (последние занимают промежуточное положение между двумя первыми).

Структурный класс сталей определяют после отжига и нормализации. Границей служит вертикаль точки S (0,8% С) диаграммы состояния Fe — Fe₃C (см. рис. 3.8). После отжига стали могут быть доэвтектоидными (феррит + перлит) (рис. 4.4, а) — левее точки S (см. рис. 3.8), эвтектоидными (перлит) (рис. 4.4, б) — точка S, заэвтектоидными (перлит и цементит) (рис. 4.4, в) — правее точки S (см. рис. 3.8), а также при введении больших количеств марганца, никеля, хрома, кремния, вольфрама и других образуются стали аустенитного (рис. 4.4, г) или ферритного (рис. 4.4, д) классов соответственно.

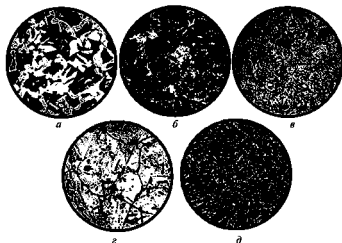


Рис. 4.4. Микроструктуры доэвтектоидной (*а*), эвтектоидной (*б*) и заэвтектоидной (*в*) сталей, аустенитного (*г*) и ферритного (*д*) классов:

а — содержание углерода 0,35%, структурные составляющие — феррит (светлые зерна) и перлит; *б* — содержание углерода 0,8%, структурная составляющая — колонии перлита с хорошо различной пластинчатой структурой; *в* — содержание углерода 1,2%, структурные составляющие — перлит и цементит вторичный (пограничные выделения вторичного цементита в виде сплошной тонкой сетки (матрица) по границам зерен бывшего аустенита, превратившегося при медленном охлаждении в крупнопластинчатый перлит); *г* — компоненты стали: С — 0,04%, Cr — 18%, Ni — 9%, Ti — 0,1%, структурные составляющие — аустенит (крупные зерна) и выделения феррита (темные включения частично по границам зерен, частично внутри них); *д* — компоненты стали: С — 0,4%, Cr — 13%, Si — 0,7%, Mn — 0,7%, структурные составляющие — феррит и карбиды третичные; увеличение 200-кратное

Углеродистые стали могут быть первых трех классов, а легированные стали — всех классов.

Деление по прочности (σ_b) позволяет условно выделить стали нормальной прочности ($\sigma_b < 1000$ МПа), повышенной прочности (σ_b до 1500 МПа) и высокопрочные ($\sigma_b > 1500$ МПа).

По назначению стали подразделяют на конструкционные (менее 0,7% углерода) и инструментальные (более 0,7% углерода).

В свою очередь, в зависимости от конкретного применения различают конструкционные стали общего и специального назначения, стали с особыми физическими или химическими свойствами, инструментальные стали для режущих и измерительных инструментов, жаростойкие и жаропрочные стали и многие другие.

Углеродистые стали

Это наиболее дешевые стали, которые преимущественно используются для изготовления различных строительных металлоконструкций. По обрабатываемости резанием и давлением они превосходят легированные стали. Однако эти стали менее технологичны, чем легированные при термической обработке. Высокая критическая скорость закалки требует охлаждения этих сталей в воде, что вызывает значительные деформации деталей. Более низкая температура отпуска, чем у легированных сталей, сохраняет высокий уровень остаточных закалочных напряжений, снижающих конструктивную прочность.

Стали *обыкновенного качества* поставляют горячекатаными в виде проката. Марки сталей, их химический состав и степень раскисления регламентирует ГОСТ 380—2005.

Стали маркируют сочетанием букв Ст и цифрой (номер стали от 0 до 6). Для всех сталей (кроме Ст0) справедлива следующая формула:

процент содержания углерода = $0,07 \times$ номер стали (например, для Ст3 С% = $0,07 \times 3 = 0,21\%$).

Углеродистые качественные и высококачественные стали характеризуются более низким, чем у сталей обыкновенного качества, содержанием вредных примесей и неметаллических включений. По назначению они могут быть конструкционными и инструментальными.

Конструкционные качественные стали маркируются двухзначными числами: 08, 10, 15, 25, 30...60, обозначающими среднее содержание углерода в сотых долях процента (ГОСТ 1050—88).

Так, сталь 08 содержит 0,08% углерода, а сталь 60...0,6% углерода. В высококачественных конструкционных сталях после марки ставят букву А, например сталь 25А, сталь 50А и т.д.

В зависимости от содержания углерода конструкционные стали подразделяют на четыре подгруппы:

1. Малопрочные и высокопластичные стали 08, 10. Их применяют для холодной штамповки различных изделий (шайбы, прокладки, кожухи и другие детали, изготавливаемые холодной деформацией).

2. Цементуемые стали 15, 20, 25. Из них изготавливают детали с высокой твердостью и износостойкостью поверхностного слоя при сохранении вязкой сердцевины (кулачки, толкатели, шестерни и т.п.). Поверхностный слой после химико-термической обработки упрочняют неполивой закалкой в воде и низким отпуском. Стали применяют для изготовления кулачков, толкателей, малонагруженных зубчатых колес.

3. Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45 отличаются большей прочностью, но меньшей пластичностью по сравнению с низкоуглеродистыми. Их применяют после полной закалки и высокого отпуска (улучшение), при этом достигаются высокие показатели ударной вязкости, пластичности и малая чувствительность к концентраторам напряжений. Улучшаемые стали применяют для изготовления шатунов, коленчатых валов, зубчатых колес, маховиков, осей и других деталей, работоспособность которых определяется сопротивлением усталости.

4. Рессорно-пружинные — стали 50, 55, 60, 65 после закалки и среднего отпуска (420...520 °С) приобретают структуру троостита отпуска и имеют высокие пределы упругости, выносливости и релаксационную стойкость. Кроме высоких упругих свойств, отпуск на троостит обеспечивает некоторое повышение пластичности и вязкости разрушения, что важно для снижения чувствительности и концентрации напряжений и увеличения предела выносливости.

Инструментальные углеродистые стали (ГОСТ 1435—99) — это высококачественные стали (У7, У8, У9, У10...). Буква У в марке показывает, что сталь углеродистая, а число указывает среднее содержание углерода в десятых долях процента. Эти стали поставляют после отжига на зернистый перлит. Благодаря невысокой твердости в состоянии поставки (187...217 НВ) стали хорошо обрабатываются резанием и хорошо деформируются, что позволяет применять высокопроизводительные методы для изготовления из них инструментов.

Режущие инструменты (метчики, сверла, напильники, пилы и др.) изготавливают из сталей У10...У13 после неполной закалки и низкого отпуска (150...180 °С), что обеспечивает высокую твердость (62...64 HRC) и износостойкость рабочих граней. При нагреве свыше 200 °С твердость сильно снижается, поэтому инструмент из этих сталей пригоден для обработки при небольших скоростях резания. Также из этих сталей изготавливают измерительные инструменты (калибры простой формы) и штампы холодной высадки и вытяжки.

Стали У7...У9, обеспечивающие более высокую вязкость, применяют для инструментов, подвергающихся ударам: деревообрабатывающих, слесарных, кузнечных, а также пуансонов, матриц и др. После полной закалки их отпускают на структуру троостита при 275...325 °С (48...55 HRC) или при 400...450 °С (38...45 HRC).

У углеродистых высококачественных сталей в конце маркировки ставят букву А: сталь 45А, сталь У12А.

Легированные стали

Легированные стали производят и поставляют качественными, высококачественными и особовысококачественными.

Марка легированных сталей состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих ее химический состав. По ГОСТ 4543—71 принято обозначать хром — Х, никель — Н, марганец — Г, кремний — С, молибден — М, вольфрам — В, титан Т, цирконий — Ц, ванадий — Ф, ниобий — Б, медь — Д, алюминий — Ю, кобальт — К, бор — Р.

Число, стоящее после буквы, указывает среднее содержание в процентах легирующего элемента в стали. Если число отсутствует, то легирующего элемента меньше или около 1%. Буква А в конце марки показывает, что сталь высококачественная. Особовысококачественные стали имеют в конце буквы: Ш — электрошлаковый переплав; ВД — вакуумно-дуговой переплав; ВИ — вакуумно-индукционная выплавка.

Число в начале марки конструкционной легированной стали показывает содержание углерода в сотых долях. Например, конструкционная сталь 12Х18Н9Т содержит 0,12% С, 18% Cr, 9% Ni и менее 1% Ti; конструкционная сталь 38ХМЮА содержит 0,38% С, 1% Cr, 1% Mo, менее 1% Al — высококачественная; особовысококачественная сталь 30ХГС-Ш содержит 0,3% С и по одному проценту хрома, марганца и кремния. Если же концентрация углерода примерно 1%, то цифры не ставятся, например: сталь ХВГ содержит по 1% углерода, хрома, вольфрама и марганца; сталь 9ХС — 0,9% С, 1% Cr, 1% Si.

Некоторые стали содержат дополнительную букву после слова сталь, обозначающую ее группу или тип, например: ШХ15 — шарикоподшипниковая сталь (1% С, 1,5% Cr); Р6М5 — быстрорежущая сталь (1% С, 6% W, 5% Mo); АС14ХГН — автоматная сталь (14% Si, 1% Cr, 1% Mn, 1% Ni).

Нестандартные легированные стали маркируют сочетанием двух букв: первая — завод изготовитель (ОАО «Электросталь» — Э; Златоустовский металлургический завод — З; ОАО «Днепроспецсталь» — Д), вторая буква — И — исследовательская, П — пробная. После буквенного индекса ставится порядковый номер стали. Например: ЭИ415 — Электросталь, исследовательская, № 415; ЗП8 — Златоуст, пробная № 8. После освоения марки металлургическими и машиностроительными заводами условные обозначения заменяет общепринятая маркировка, отражающая химический состав стали.

Низколегированные строительные стали обладают относительно высокой прочностью и пластичностью, малой склонностью к хруп-

кому разрушению, хладостойкостью (от -70 до -40 °С), хорошей свариваемостью и обрабатываемостью пластическим деформированием.

В соответствии с ГОСТ 27772—88 стали подразделяются по прочности на два класса (повышенной прочности и высокопрочные). По прочности стали маркируются буквой С и числом, выражающим предел текучести в МПа (С285...С590). В конце маркировки могут стоять буквы:

К — отличие химического состава от состава стали того же класса прочности (сталь С345К в составе имеет 0,08...0,15 Al);

Т — упрочнение проката термической обработкой;

Д — введение в сталь 0,15...0,3% меди для повышения сопротивления атмосферной коррозии.

Стали содержат до 0,2% углерода, 2...3% легирующих элементов (кремний, марганец) и микродобавки (ванадий, ниобий, титан, алюминий, азот).

Стали применяют для изготовления металлических строительных конструкций из профиля, листов и труб (металлоконструкции промышленных зданий, пролеты мостов и эстакад, нефте- и газопроводы).

Низколегированные конструкционные стали содержат до 5% легирующих компонентов, которые определяют измельчение перлитной составляющей и растворяются в феррите. Для улучшения свариваемости содержание углерода в этих сталях не превышает 0,25%.

Цементуемые конструкционные стали, легированные Cr; Cr и V; Cr и Ni; Cr и Mg; Cr, Mg и Ni) содержат до 0,25% углерода, обладают после цементации (или нитроцементации) и последующей закалки и низкого отпуска высокой твердостью (60...64 HRC) и износостойкостью поверхностного слоя при сохранении вязкой и прочной сердцевины. Из этих сталей изготавливают кулачковые муфты, кулачки, зубчатые колеса, поршневые пальцы, втулки, коленчатые и распределительные валы.

Улучшаемые стали (0,30...0,45% углерода) легируют Cr; Cr и Mn; Cr, Si и Mn; Cr, Ni; Cr и Mo. Эти стали применяются после полной закалки и высокого отпуска. Они имеют высокие показатели предела текучести и вязкости, обеспечиваемые сквозной прокаливаемостью и мелкозернистой структурой. Из этих сталей изготавливают коленчатые валы, зубчатые колеса, шатуны, гильзы цилиндров и т.п. Ряд улучшаемых сталей, например сталь 38ХМЮА, после закалки и высокого отпуска подвергают азотированию для обеспечения высокой твердости и износостойкости поверхностного слоя.

Рессорно-пружинные стали легируют Si; Si и Mn; Cr и Si; Cr и Mn; Ni и Si, и они имеют высокие пределы упругости и выносливости, что позволяет использовать их в качестве материала для изготовления пружин и рессор.

Автоматные стали (сталь А12...АС14ХГН и др.) имеют повышенное содержание серы (0,08...0,3%), фосфора (до 0,05%) и марганца (до 1,5%). Включения сульфидов марганца (MnS) и фосфора приводят к образованию хрупкой стружки взамен так называемой сливной в виде непрерывной ленты, что позволяет проводить обработку резанием с большой скоростью, увеличивать стойкость инструмента и качество поверхности обрабатываемой детали. Эти стали используют для изготовления болтов, гаек, шпилек, винтов, втулок.

У *низколегированных инструментальных сталей* легирующие элементы (до 5%) вводят для увеличения закаливемости, прокаливаемости, уменьшения вероятности возникновения деформаций и опасности растрескивания. Основным легирующим элементом является хром. Также добавляют марганец (1...2%) для обеспечения минимальных изменений размеров инструментов при закалке, кремний (1...5%), который повышает сопротивление отпуску, и вольфрам (1...5%), увеличивающий износостойкость.

Теплостойкость этих сталей сравнима с теплостойкостью углеродистых, поэтому их применяют для инструментов, работающих при небольших скоростях резания до температур 200...260 °С.

Для инструментов с поперечным сечением до 35 мм (сверла, фрезы) применяют низколегированные стали X, ХГ, ХВГ, 9ХС, обрабатываемые на высокую твердость (60...64 HRC). Для предотвращения объемных изменений за счет распада мартенсита, превращений остаточного аустенита или релаксации остаточных напряжений инструменты высокой точности подвергают закалке и обработке холодом при -50...-80 °С с последующим низким отпуском (120...140 °С) в течение 24...48 ч.

Низколегированные подшипниковые стали выпускаются по ГОСТ 801—78 и применяются для изготовления подшипников качения, храповых механизмов, пальцев различных машин. Наиболее частой причиной отказа подшипников являются излом, разрушение тел качения (шариков, роликов) и рабочих поверхностей колец, а также усталостное выкрашивание рабочих поверхностей элементов подшипников. Для изготовления тел качения и подшипниковых колец небольших сечений обычно используют высокоуглеродистую хромистую сталь

ШХ15 (0,95...1,05% С, 1,3...1,65% Cr), а для больших сечений — хромомарганцевокремнистую сталь ШХ15СГ (0,95...1,05% С, 1,2...1,5% Cr, 0,4...0,65% Si, 3...1,65% Mn). После закалки в масле и низкого отпуска эти стали имеют структуру мартенсита с дисперсными равномерно распределенными карбидами (Fe, Cr)₇C₃, что определяет высокую износостойкость и твердость 62...65 HRC. Для подшипников, которые должны иметь высокую стабильность размеров, передпуском применяют обработку холодом.

Для изготовления деталей подшипников, работающих при высоких динамических нагрузках, применяют стали 20Х2Р4А и 18ХГТ. После газовой цементации на толщину 1,2...3,5 мм, высокого отпуска (для уменьшения количества остаточного аустенита), закалки и отпуска при 160...170 °С детали подшипников из стали 20Х2Н4А имеют на поверхности 58...62 HRC и в сердцевине 61...65 HRC. Детали подшипника из стали 18ХГТ после газовой цементации на глубину 0,9...1,8 мм, закалки и низкого отпуска имеют твердость поверхности 61...65 HRC.

Легированные высокопрочные стали

Современная техника требует применения сталей с σ_b не менее 1500 МПа при достаточно большом запасе прочности (KCU не менее 0,2 МДж/м²). Такое сочетание механических свойств можно достигнуть при использовании среднеуглеродистых комплексно-легированных сталей после низкого отпуска или термомеханической обработки; мартенситно-старяющихся сталей; метастабильных аустенитных сталей.

У среднеуглеродистых комплексно-легированных низкоотпущенных сталей повышение вязкости происходит за счет легирования никелем (1,5...3%), который увеличивает порог хладноломкости и допустимый уровень прочности. Легирование небольшим количеством кремния, молибдена, вольфрама, ванадия затрудняет разупрочнение мартенсита при отпуске (можно повысить температуру отпуска и более полно снять закалочные напряжения) и позволяет получить мелкозернистую структуру. Введение в сталь хрома и марганца обеспечивает необходимую прокаливаемость.

Наиболее распространены следующие марки сталей: 30ХГСНА, 40ХГСНЗА, 40ХН2СМА, 30Х2ГСН2ВМ и 30Х5МСФА.

Основа мартенситно-старяющихся сталей — безуглеродистые (менее 0,03% С) сплавы железа с 8...25% никеля, легированные кобальтом, молибденом, титаном, алюминием, хромом.

Достоинством этих сталей является их технологичность. Стали обладают неограниченной прокаливаемостью, хорошо свариваются, до старения легко деформируются и хорошо обрабатываются резанием.

Стали применяют для наиболее ответственных деталей в авиационной, ракетной технике и в судостроении.

Метастабильные аустенитные стали (трипстали) — новый класс высокопрочных сталей повышенной пластичности. Состав этих сталей (можно выразить в виде: 25Н25М4Г, 30Х9Н8М4Г2С2) подбирается таким образом, чтобы после закалки от температуры 1000...1100 °С они имели устойчивую аустенитную структуру.

Так как аустенитная структура, обладая высокой вязкостью, имеет низкий предел текучести, то стали подвергают пластической деформации с большими степенями обжатия (до 80%) при температуре 400...600 °С. В результате деформационное упрочнение совмещается с карбидным упрочнением, развивающимся в результате деформационного старения. Структура, созданная пластической деформацией, дополнительно стабилизируется выделяющимися дисперсными частицами карбидов. В результате предел текучести повышается до 1800 МПа.

Трипстали применяют при изготовлении деталей авиаконструкций, броневого листов.

Стали, стойкие к воздействию внешней среды

К коррозионно-стойким (нержавеющим) относят стали, устойчивые в электрохимической, химической, межкристаллитной и другим видам коррозии. Повышение устойчивости стали к коррозии достигается введением в нее элементов, образующих на поверхности защитные пленки, прочно связанные с основным материалом.

Составы сталей, устойчивых к электрохимической коррозии, устанавливаются в зависимости от рабочей среды. На основании получаемой структуры эти стали могут быть мартенситного, мартенситно-ферритного, ферритного, аустенитного, аустенитно-ферритного и аустенитно-мартенситного классов.

Для образования на поверхности сталей плотной защитной оксидной пленки типа $(Cr, Fe)_2O_3$ содержание хрома в твердом растворе должно быть не менее 12...14%. Углерод и азот способствуют охрупчиванию сталей и являются причиной возникновения межкристаллитной (интеркристаллитной) коррозии, которая связана с образованием карбидов хрома по границам зерен и обеднением твердого раствора хромом приграничных участков (менее 12% Cr).

Для предотвращения межкристаллитной коррозии в ряде случаев стали легируют более активными по отношению к углероду элементами (титан, цирконий, ниобий), которые связывают углерод, образуя самостоятельные карбиды.

Жаростойкие (окалиностойкие) стали должны противостоять воздействию среды при высоких температурах. Для повышения жаростойкости в сталь вводят хром, алюминий или кремний, которые, находясь в твердом растворе, образуют на поверхности стали защитные пленки оксидов типа $(Cr, Fe)_2O_3$, $(Al, Fe)_2O_3$ или $(Si, Fe)_2O_3$. Так, при содержании в стали 5...8% хрома жаростойкость повышается до 700...750 °С, увеличение содержания хрома до 15...17% обеспечивает жаростойкость до 950...1000 °С. Легирование сталей с 25% хрома алюминием в количестве 5% повышает жаростойкость до 1300 °С.

Для изготовления труб и различных элементов теплоэнергетических установок (паросиловые установки) применяют стали марок 12Х1МФ, 25Х2М1Ф. Стали предназначены для длительной эксплуатации при температуре 450...580 °С. Жаропрочность этих сталей обеспечивается получением в результате термической обработки структуры легированного феррита с равномерно распределенными в нем частицами карбидов.

Для деталей различных высокотемпературных установок, печей и газовых турбин применяют жаростойкие стали марок 15Х5М, 40Х10С2М, 20Х23Н13, 12Х25Н16Г7А, 36Х18Н25С2, обладающие и жаропрочностью.

Жаропрочность — способность материала длительное время сопротивляться деформированию и разрушению под действием приложенных сил при высоких (более 0,3 температуры плавления) температурах. Критериями жаропрочности являются пределы ползучести и длительной прочности.

При ползучести происходит медленное нарастание пластической деформации под действием напряжений, меньших предела текучести. Пределом ползучести называется напряжение, под действием которого материал деформируется на определенную величину за определенное время при данной температуре, например, $\sigma_{0,5/1000\ 700} = 100$ МПа, т.е. под действием напряжения 100 МПа при температуре 700 °С через 1000 ч в материале появляется пластическая деформация 0,5%. Разрушение при ползучести начинается с появления пор *1* (рис. 4.5) и клиновидных микротрещин *2* на границах зерен. Микротрещины растут, объединяются и образуют макротрещины.

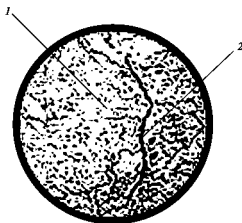


Рис. 4.5. Микрофотография поврежденного участка стали 25X2M1Ф:
1 — пора; 2 — микротрещина; увеличение 400-кратное

Пределом длительной прочности ($\sigma_{\text{дл}}$) называется напряжение, которое приводит к разрушению материала при заданной температуре за определенное время, например, $\sigma_{500\ 1100} = 10$ МПа, т.е. через 500 ч при напряжении 10 МПа и температуре 1100 °С произойдет разрушение материала.

Стали используют для изготовления дисков, лопаток, бандажей, диафрагм и роторов паровых турбин.

Криогенные стали широко применяются при температурах ниже точки кипения кислорода (–183 °С) в ракетной, космической областях и в быту.

Эти стали должны обладать достаточной прочностью при нормальных температурах в сочетании с высоким сопротивлением хрупкому разрушению при низких температурах. В качестве криогенных применяют низкоуглеродистые никелевые стали, а также стали аустенитного класса, не склонные к хладноломкости. Из сталей ОН6А (до 0,1% С; 6...7% Ni) и ОН9А (менее 0,1% С; 8,5...9,5% Ni) изготавливают резервуары для хранения и транспортирования сжиженных газов при температурах выше –196 °С.

Хромоникелевые стали (12X18Н10Т, 08X18Н10Т) применяют для изготовления крупногабаритных газораспределительных установок большой мощности для получения сжиженных газов, а также для транспортных емкостей и хранилищ сжиженных газов. Стали хорошо свариваются и обладают высокой вязкостью при низких темпе-

ратурах ($\sigma_{0,2} = 600$ МПа; КСЧУ = 1 МДж/м²). Сложнолегированные стали повышенной прочности (марок 07Х21Г7Н5, 03Х20Н16Г6) при температуре -253 °С имеют $\sigma_{0,2} = 1150...1350$ МПа; КСЧУ = 1,0...1,3 МПа и применяют для штамповсварных изделий и толстостенных крупногабаритных емкостей. Хромомарганцевые стали марок 03Х13Г19 и 10Х14Г14Н4Т используют для изготовления сварных конструкций.

Высоколегированные инструментальные стали

К высоколегированным инструментальным сталям относятся стали для изготовления кузнечно-штамповочной оснастки и стали для обработки резанием.

Стали для изготовления кузнечно-штамповочной оснастки (штампы) должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, удовлетворительной вязкостью, достаточно высокой теплостойкостью. Различают стали для холодного (рабочая температура 500...550 °С) и стали для горячего (рабочая температура 600...750 °С) деформирования.

Для холодного деформирования применяют высокохромистые стали (Х; Х12М; 9ХС; ХВГ; ХВГС; Х6ВФ). Эти стали обладают высокой износостойкостью и глубокой прокаливаемостью. Высокохромистые стали используют для изготовления инструментов, подвергающихся интенсивному износу (выгажные и высадочные штампы и пуансоны). Хромокремнистые стали (4ХС; 6ХС; 4ХВ2С; 5ХВ2С; 6ХВ2С) имеют повышенную вязкость и поэтому их используют для инструментов, подвергающихся ударам (гибочные штампы, обжимные матрицы). Повышение вязкости в этих сталях достигается снижением содержания углерода (до 0,4...0,6%) и увеличением температуры отпуска.

Стали для горячего деформирования должны обладать высокой теплостойкостью и окалиностойкостью.

Эти свойства обеспечиваются снижением содержания углерода (0,3...0,6%), которое сопровождается повышением пластичности, вязкости и теплопроводности (уменьшение разогрева поверхностного слоя и термических напряжений в нем).

Для крупногабаритных молотовых штампов используют низколегированные стали, легированные хромом, никелем, молибденом, ванадием, вольфрамом.

Сталь 5ХНМ имеет высокую прокаливаемость, применяется она для крупных заготовок штампов (400...500 мм по длине). Стали 5ХГМ и 5ХНВС имеют меньшую вязкость, чем сталь 5ХНМ, поэтому их используют для изготовления средних и мелких штампов (до 400 мм).

Для штампов горизонтально-ковочных машин и прессов применяют комплексно-легированные стали (3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 4Х5В2ФС). Стали отличаются высокой вязкостью. Высокое содержание хрома (4...5%) придает сталям хорошую окислительную стойкость и повышенную износостойкость при нагреве.

В особую группу входит *высокомарганцовистая сталь* 110Г13Л (1,1% С; 13% Мп; литейная), применяемая для изготовления деталей, устойчивых к изнашиванию в условиях больших давлений и ударных нагрузок, но без абразивного износа (траки гусениц танков и тракторов, детали камнедробилок, черпаки экскаваторов, крестовики железнодорожных путей и др.). Высокая износостойкость этой стали обусловлена способностью аустенита к сильному деформационному упрочнению (наклепу). Из-за наклепа сталь плохо обрабатывается резанием, поэтому детали в основном получают литьем.

К высоколегированным сталям для обработки резанием относятся быстрорежущие стали.

Быстрорежущие стали предназначены для изготовления инструментов с высокой теплостойкостью (580...640 °С). Высокая теплостойкость этих сталей обеспечивается введением большого количества вольфрама вместе с другими карбидообразующими элементами — молибденом, хромом, ванадием.

Быстрорежущие стали обозначаются буквой Р — rapid, после которой стоит число, указывающее процентное содержание вольфрама (ГОСТ 19265—73). Содержание ванадия (до 2%) и хрома (около 4%) в марке не указывается. Стали, дополнительно легированные молибденом, кобальтом или с повышенным содержанием ванадия, содержат в маркировке буквы (М, К, Ф) и цифры, показывающие процент введенных элементов. По эксплуатационным свойствам все быстрорежущие стали делятся на стали нормальной и повышенной производительности.

К сталям нормальной производительности относятся вольфрамовые (Р18, Р12, Р9Ф5) и вольфрамомолибденовые (Р6М3, Р6М5) стали, сохраняющие твердость не ниже 58 НRC при нагревании до 620 °С. Стали повышенной производительности дополнительно легируют хромом и значительным количеством ванадия (Р6М5К5, Р9М4К8, Р9К5, Р9К10, Р10К5Ф5, Р18К5Ф2). Эти стали сохраняют твердость более 64 НRC при нагревании до 630...640 °С, но при этом показатели прочности и пластичности у них ниже, чем у сталей нормальной производительности.

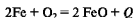
Производство стали

По химическому составу сталь отличается от чугуна прежде всего пониженным содержанием углерода и постоянных примесей. Поэтому сущность процесса переработки чугуна в сталь состоит в том, чтобы удалить из чугуна избыток углерода, кремния, марганца и других примесей. Особенно важно при этом удалить вредные примеси серы и фосфора, придающие стали хрупкость.

Длительное время плавка стали производилась в кислородных конвертерах, мартеновских печах и электропечах. Однако постепенно кислородные конвертеры вытеснили из сталеплавильного производства мартеновские печи, так как качество стали, получаемой в кислородных конвертерах, не уступает качеству мартеновской стали, а производительность кислородных конвертеров значительно выше. В настоящее время доля мартеновской стали в структуре производства стали невелика, поэтому плавка стали в мартеновских печах в настоящем учебнике не рассматривается.

Процесс плавки стали обычно происходит в три этапа.

1. Расплавление шихты и нагрев металла. Температура металла невысокая, активно проходят экзотермические реакции. По закону действующих масс прежде всего окисляется железо, так как оно в наибольшем количестве содержится в чугуне:



Образующийся оксид железа растворяется в железе и отдает свой кислород другим, более активным элементам, находящимся в чугуне, — кремнию, марганцу, фосфору, окисляя их.

Наиболее важная задача этого этапа — удаление фосфора, который при наличии извести выводят из печи в виде фосфористого шлака.

2. «Кипение» металла. На этом этапе окисляется углерод с образованием газа CO, пузырьки которого перемешивают металл, вызывая его «кипение». Это основной период в процессе выплавки стали, так как при «кипении» уменьшается содержание углерода, выравнивается температура по объему ванны, частично удаляются неметаллические включения и растворенные в металле газы. В этот же период в печах с основной футеровкой создаются условия для удаления серы в виде соединения CaS.

При достижении заданного содержания углерода в железе процесс окисления стали прекращают.

3. Раскисление стали. В конце процесса плавки производят раскисление стали, так как наряду с примесями окислялось и железо. Для рас-

кисления стали в печь вводят специальные компоненты — раскислители: кремний, марганец и алюминий, которые забирают кислород у железа.

В зависимости от степени раскисления получают спокойную, кипящую и полуспокойную сталь. Спокойная сталь полностью раскислена в печи и в ковше. Кипящая сталь раскислена в печи неполностью, ее раскисление продолжается в изложнице при затвердевании слитка. Полуспокойная сталь имеет промежуточную раскисленность между спокойной и кипящей сталью. Частично она раскисляется в печи и в ковше, а частично в изложнице.

Рассмотрим плавку стали в кислородном конвертере и в электропечах.

Кислородный конвертер (рис. 4.6) — это сосуд грушевидной формы, имеющий стальной кожух 2, футерованный внутри огнеупорным материалом 3. Конвертер устанавливается на цапфах 4, что позволяет поворачивать его вокруг горизонтальной оси при загрузке шихты и сливе стали. Медная водоохлаждаемая фурма 1 служит для подачи в конвертер технически чистого кислорода.

Исходными материалами для производства стали в кислородных конвертерах служат жидкий чугун, стальной лом, известь и небольшое количество железной руды. Для загрузки конвертер наклоняют, а за-

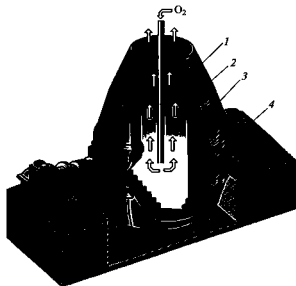


Рис. 4.6. Схема кислородного конвертера:
1 — медная водоохлаждаемая фурма; 2 — стальной сварной кожух; 3 — огнеупорная футеровка; 4 — цапфы

тем поворачивают в вертикальное положение, вводят водоохлаждаемую фурму и подают кислород под давлением 0,9...1,4 МПа.

Окисление примесей (серы и фосфора из передельного чугуна) в кислородном конвертере начинается с первой минуты, протекает очень быстро, сопровождается перемешиванием расплава и выделением большого количества тепла. Температура расплавленного металла в зоне действия кислорода достигает 2500 °С, что позволяет перерабатывать значительное количество металлолома.

Основными достоинствами кислородного конвертера являются высокая производительность, высокое качество стали, возможность переработки до 25...30% металлолома. В кислородном конвертере выплавляют углеродистые и низколегированные стали. Выплавка высоколегированных сталей в кислородных конвертерах представляет ряд трудностей, поэтому производство их осуществляют в электропечах.

Для плавки стали используются электроплавильные печи двух типов — дуговые и индукционные.

Дуговая электропечь (рис. 4.7) имеет стальной кожух, выложенный изнутри огнеупорным материалом. Печь работает на трехфазном переменном токе и имеет три цилиндрических электрода 2 из графитизированной массы, закрепленных в электродержателях.

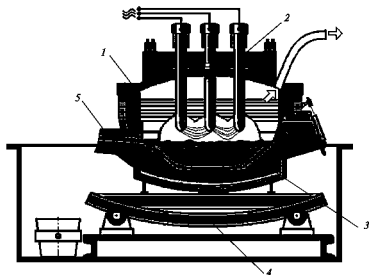


Рис. 4.7. Схема электродуговой печи:
1 — съемный свод; 2 — электроды; 3 — пикета;
4 — поворотный механизм; 5 — сливной желоб

Плавка стали в электропечи протекает в следующей последовательности. Съемный свод *1* снимают, и в печь загружают шихту. Свод ставят на печь, опускают электроды и включают ток. Между кусками шихты и электродами загорается электрическая дуга, которая расплавляет шихту *3*.

Плавка стали происходит по обычной технологии в три этапа. Особенность плавки в этой печи состоит в проведении заключительного (восстановительного) этапа плавки. Восстановительный этап возможен только в электрических дуговых печах, так как только в этих печах создаются условия для наведения горячего высокоосновного шлака, позволяющего практически полностью удалять серу. Изменяя состав шлака путем введения на его поверхность необходимых компонентов, производят раскисление металла. В этот же период в металл вводят необходимые добавки легирующих элементов, после чего печь наклоняют и сливают сталь через желоб *5*.

В дуговых электропечах выплавляют стали и сплавы любого состава: конструкционные, высоколегированные, инструментальные и специальные стали ответственного назначения.

Индукционная тигельная плавильная печь (рис. 4.8) состоит из индуктора *1* (соленоид из полрой водоохлаждаемой трубки), внутри которого находится тигель *2* с металлической шихтой *3*.

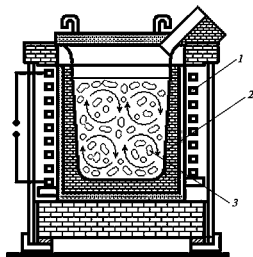


Рис. 4.8. Схема индукционной печи:
1 — индуктор; 2 — тигель; 3 — металлическая шихта

При прохождении через индуктор переменного тока промышленной или повышенной частоты создается переменное электромагнитное поле, которое наводит в металле, находящемся в тигле, вихревые токи (токи Фуко), разогревающие и расплавляющие шихту.

Индукционные печи используются для выплавки стали высокого качества. В них можно проводить плавку в специально создаваемой газовой атмосфере или в вакууме, однако условий для удаления из расплава вредных примесей нет. Поэтому плавка в индукционных печах сводится к переплаву шихты с минимальным содержанием серы и фосфора.

Разливка стали

Жидкая сталь из сталеплавильных печей сливается в специальные ковши, из которых сталь поступает в формы (изложницы). Заполнение изложниц расплавленным металлом может осуществляться сверху, снизу (сифонная разливка) и непрерывным способом.

Разливка сверху широко применяется при производстве слитков большого размера. При разливке снизу (сифонная разливка) одновременно заполняется несколько изложниц через центровой литник. Металл заполняет изложницу спокойно, но схема разливки сложнее, чем сверху. Непрерывная разливка стали (рис. 4.9) обеспечивает высокую производительность, экономию металла на литниках и прибылях, а также возможность прокатки получаемых слитков без использования обжимных станов. При непрерывной разливке сталь из промежуточной емкости непрерывно подается в водоохлаждаемый кристаллизатор 2. На выходе из кристаллизатора слиток охлаждается водой из форсунок 3, установленных в зоне вторичного охлаждения. Направленное затвердевание металла и непрерывное питание формирующегося слитка горячим металлом сверху обеспечивают плотную, мелкозернистую структуру слитка.

Строение стального слитка

Кристаллизация залитого в изложницу металла начинается у стенок изложницы, а затем распространяется внутрь слитка. При заполнении изложницы спокойной сталью около боковых стенок изложницы и дна с большой скоростью образуется тонкий слой мелких кристаллов 4 (рис. 4.10). При дальнейшем охлаждении кристаллов наблюдается зона мелких кристаллов (конус осаждения).

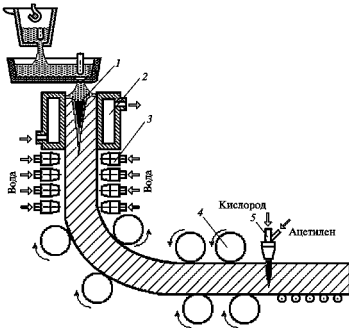


Рис. 4.9. Схема непрерывной разливки стали:

- 1 — усадочная раковина; 2 — кристаллизатор; 3 — форсунки;
4 — механизм перемещения слитка (подающие валки); 5 — резак

Кристаллы растут в направлении отвода тепла перпендикулярно стенкам изложницы, образуя сначала зону столбчатых кристаллов 5, а затем по мере охлаждения — зону разноориентированных кристаллов 6, в нижней части слитка формируется зона осаждения (зона мелких кристаллов 7), в верхней головной части слитка образуется усадочная раковина 2, а в средней — усадочная осевая рыхлость 3.

Для устранения усадочных дефектов слитки спокойной стали отливают с массивной прибылью 1, сталь в которой длительное время остается жидкой, поэтому усадочная раковина образуется не в слитке, а в прибыли.

Стальные слитки из спокойной стали неоднородны по химическому составу. Химическая неоднородность, или ликвация, возникает вследствие уменьшения растворимости примесей в железе при переходе из жидкого состояния в твердое. В слитках кипящей стали усадочные раковины не образуются, нет ликвации, но при разливке стали раскисление продолжается в изложнице с выделением газа CO ,

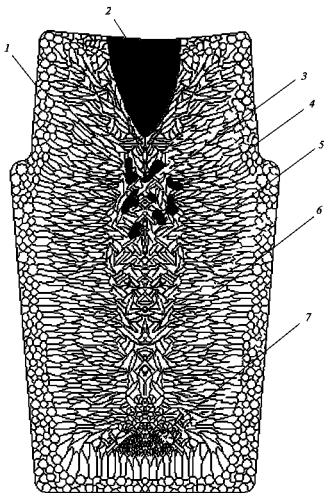


Рис. 4.10. Строение слитка из спокойной стали:
 1 — прибыль; 2 — усадочная раковина; 3 — усадочная рыхлость;
 4 — зона мелких кристаллов; 5 — зона крупных вытянутых
 (столбчатых) кристаллов; 6 — зона вытянутых разноориентированных
 кристаллов; 7 — зона мелких кристаллов

который образует в слитке большое количество мелких пузырьков, что приводит к снижению качества стали. Полуспокойная сталь имеет строение слитка и свойства, промежуточные между спокойной и кипящей сталью.

Прямое восстановление железа

В последние десятилетия прошлого столетия были разработаны и стали применяться различные методы восстановления железа непосредственно из руды, минуя доменный процесс. Это методы прямого восстановления железа, которые позволяют получать высокую чистоту металла, так как исключается загрязнение его серой и примесями, находящимися в руде.

Наибольшее распространение получил способ получения губчатого железа и металлизированных окатышей, сущность которого сводится к следующему: предварительно обогащенная, обожженная и измельченная руда подается в печь, где происходит восстановление железа природным газом или твердым углеродом при температуре 700...900 °С. При таких температурах не происходит плавления и восстановления примесей.

Основным продуктом прямого восстановления является твердый железорудный материал, в котором большая часть железа находится в виде мелких крупинок. При большой степени металлизации продукт прямого восстановления называется губчатым железом, при более низкой — металлизированным сырьем. Губчатое железо после магнитной сепарации используется в порошковой металлургии.

Способы повышения качества стали

Развитие современной техники и точного машиностроения потребовало производства высококачественных сталей, жаропрочных сплавов, чистых металлов, которые обычными способами получить невозможно. Такие металлы и сплавы должны содержать минимальное количество газов и неметаллических примесей. Получить их можно только в специальных печах или при использовании специальных технологий. В настоящее время для повышения качества стали используют различные методы, основными из которых являются: использование вакуума при плавке стали, обработка расплавленного металла синтетическими шлаками, электрошлаковый переплав и другие методы.

Наиболее совершенным методом *вакуумной обработки* стали является вакуум-плавка, которая происходит чаще всего в индукционных печах. Сущность процесса состоит в том, что в плавильном пространстве печи создается и поддерживается в течение плавки вакуум, в результате чего газы и неметаллические включения, содержащиеся в расплаве, удаляются из металла.

Вакуумная дегазация — способ внепечной обработки стали, осуществляемый в ковше или изложнице, помещенных в вакуумные камеры.

При понижении давления над зеркалом металла уменьшается содержание растворенных в металле газов и неметаллических включений.

Обработка металла синтетическими шлаками заключается в том, что в ковш перед заливкой в него стали заливают специально приготовленный шлак. Сливаемый в ковш металл интенсивно перемешивается со шлаком, вследствие чего поверхность контакта металла и шлака резко возрастает, происходит рафинирование металла.

Электрошлаковый переплав (ЭШП), разработанный в Институте электросварки имени Е. О. Патона, применяют для выплавки высококачественных сталей. Переплавке подвергают металл, выплавленный в электродуговой печи и прокатанный на круглые прутки. Источником тепла при ЭШП является шлаковая ванна, нагреваемая за счет прохождения через нее электрического тока. Капли металла проходят через слой жидкого шлака специального состава, под слоем которого наплавляется и формируется слиток. Такой слиток имеет высокое качество металла, так как уменьшается содержание неметаллических включений, серы и газов.

Контрольные вопросы

1. Какие исходные материалы нужны для производства металлов?
2. Чем белый чугун отличается от серого?
3. Как классифицируют чугуны по форме свободного графита?
4. Опишите процесс доменной плавки чугуна.
5. Как используют передельный чугун?
6. Расшифруйте марки конструкционных материалов: ЧХ22С, АЧВ-1, ЧЮХШ.
7. По каким признакам классифицируется сталь?
8. Что означает признак «сталь высококачественная»?
9. Как маркируются углеродистые стали обычного качества?
10. Как маркируются углеродистые качественные стали?
11. Как маркируются низколегированные стали?
12. Какие стали относятся к коррозионно-стойким?
13. Что может обеспечить жаростойкость стали?
14. Какие стали называются криогенными?
15. Из каких сталей изготавливают вытяжные и высадочные штампы?
16. Опишите установку для непрерывной разливки стали.
17. Что является основным продуктом прямого восстановления?
18. Какими способами можно повысить качество стали?

ТЕРМИЧЕСКАЯ И ХИМИКО- ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Термическая обработка (ТО) — технологические процессы, представляющие собой совокупность операций нагрева, изотермической выдержки и охлаждения металлических изделий в целях изменения структуры сплава и обеспечения необходимых его свойств (механических, технологических, эксплуатационных и др.). ТО применяется как промежуточная операция для улучшения технологических свойств полуфабрикатов (отливки, поковки, прокат, сварные соединения) или как окончательная операция для получения необходимых эксплуатационных свойств готовых изделий.

Основными видами ТО являются отжиг, закалка, отпуск и старение. В зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения каждая из перечисленных операций имеет несколько разновидностей.

Отжиг — ТО, в результате которой сплавы приобретают структуру, близкую к равновесной. Отжиг снимает остаточные напряжения в материале, увеличивает его пластичность и уменьшает химическую неоднородность (ликвацию) в слитках.

Различают следующие разновидности отжига: отжиг для уменьшения (снятия) внутренних напряжений, рекристаллизационный отжиг и диффузионный отжиг (гомогенизация).

Отжиг для снятия напряжений применяется для отливок и полуфабрикатов, в которых в результате неравномерного охлаждения возникают значительные остаточные напряжения, приводящие к короблению, растрескиванию или разрушению изделия. Для стальных и чугуновых деталей отжиг проводят при температуре 450...600 °С в течение десятков часов, при этом остаточные напряжения практически исчезают. Для сплавов на основе меди или алюминия существенное уменьшение остаточных напряжений достигается при меньших температурах нагрева. Например, для холоднодеформированных полуфабрикатов из латуни отжиг при 200...250 °С практически полностью снимает остаточные напряжения. Во всех случаях охлаждение полуфабрикатов после окончания выдержки при заданных температурах должно быть

очень медленным (часто вместе с печью), чтобы избежать возникновения новых напряжений.

Рекристаллизационный отжиг применяют для понижения прочности и повышения пластичности деформационного металла, а также для получения требуемого размера зерна. В ряде случаев рекристаллизационный отжиг является окончательной обработкой полуфабрикатов.

Диффузионный отжиг или гомогенизация проводится при высоких температурах (но ниже температур появления жидкой фазы) в течение длительной выдержки, при этом за счет интенсификации диффузионных процессов уменьшается ликвационная неоднородность слитков или отливок.

Закалка — ТО, в результате которой в сплавах образуется неравновесная структура. Для получения неравновесной структуры сплавы нагревают выше температур фазовых превращений в твердом состоянии и очень быстро охлаждают, чтобы получить структуру пересыщенного твердого раствора. Как правило, после закалки проводят операции отпуска или старения.

Отпуск и старение — ТО, в результате которых в ранее закаленных сплавах происходят фазовые превращения, приводящие к стабилизации структурного состояния.

Сочетание закалки с отпуском или старением приводит к получению материала с более высоким уровнем физико-механических свойств по сравнению с отожженным состоянием.

Термин «отпуск» применяют обычно к сплавам, испытывающим при закалке полиморфные превращения (стали, двухфазные алюминиевые бронзы, сплавы титана). Термином «старение» обозначают ТО сплавов, не претерпевающих при закалке полиморфных превращений (аустенитные стали, никелевые сплавы, сплавы на основе алюминия). Отпуск и старение, как правило, окончательные виды ТО изделий, в которых формируется структура с заданным комплексом свойств.

5.1. Термическая обработка сплавов, не связанная с фазовыми превращениями в твердом состоянии

Для уменьшения остаточных напряжений в изделии, рекристаллизации пластически деформированных полуфабрикатов, уменьшения внутрикристаллической ликвации в слитках или отливках проводят

ТО, не связанную с фазовыми превращениями в твердом состоянии. Соответствующие операции ТО являются разновидностями отжига.

Отжиг для снятия напряжений

Получение заготовок методами литья и обработки металлов давлением, механическая обработка заготовок сопровождаются возникновением в них остаточных напряжений, которые уравниваются в объеме объекта обработки (в дальнейшем — изделие). Чаще всего эти напряжения нежелательны. Они вызывают деформацию изделия при последующей обработке или в процессе эксплуатации. Остаточные напряжения повышают вероятность хрупкого разрушения изделия или конструкции в целом, вызывают склонность к растрескиванию в коррозионной среде.

Для уменьшения остаточных напряжений изделие отжигают.

В железоуглеродистых сплавах значительное снижение остаточных напряжений происходит в процессе выдержки при 450...600 °С. Время выдержки зависит от массы изделия и устанавливается от нескольких до десятков часов. По окончании выдержки изделие медленно охлаждают, что предотвращает появление новых напряжений. Скорость охлаждения зависит от массы изделия и лежит в пределах 20...200 градус/ч.

Рекристаллизационный отжиг

Цель рекристаллизационного отжига — понижение прочности и восстановление пластичности деформированного металла, получение определенной кристаллографической текстуры и заданного размера зерен.

Рекристаллизационный отжиг часто используют в качестве промежуточной смягчающей обработки при многопроходном пластическом деформировании материала (холодная прокатка, волочение). В изделиях из металлов и сплавов, представляющих собой твердые растворы, не имеющие фазовых превращений (алюминий, медь, никель, ферритные и аустенитные стали, однофазные латуни и бронзы), единственной возможностью регулирования размера зерен является пластическая деформация с последующим рекристаллизационным отжигом.

Температура нагрева, как правило, на 100...200 °С превышает температуру рекристаллизации. Скорость охлаждения при этом отжиге не имеет решающего значения, поэтому охлаждение по окончании выдержки проводят на воздухе.

Диффузионный отжиг (гомогенизация)

В реальных условиях кристаллизация твердых растворов (разливка сплавов, получение отливок) протекает неравномерно: диффузионные процессы, необходимые для выравнивания концентрации растущих кристаллов по всему объему изделия, отстают от процесса кристаллизации. В результате сохраняется неоднородность химического состава по объему кристалла — внутрикристаллическая ликвация. Сердцевина кристалла обогащена тугоплавкими компонентами, а наружные части — легкоплавкими.

Внутрикристаллическая ликвация снижает пластичность материала, затрудняет последующую обработку изделия давлением.

Диффузионный отжиг стальных слитков при 1100...1300 °С продолжительностью 20...50 ч приводит к равномерному распределению фосфора, углерода, сульфидов и легирующих элементов в объеме заготовки.

Диффузионный отжиг слитков из алюминиевых сплавов проводят при 420...520 °С с выдержкой 20...30 ч.

5.2. Термическая обработка сталей

Обозначения критических точек

При рассмотрении разных видов термообработки стали используют следующие условные обозначения критических точек (рис. 5.1).

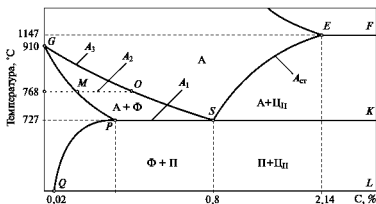


Рис. 5.1. Часть диаграммы Fe — Fe₃C, обозначение критических точек стали: А — аустенит; Ф — феррит; П — перлит; ЦII — цементит вторичный

Критические точки A_1 лежат на линии PSK (727°C). Критические точки A_2 находятся на линии MO (768°C). Критические точки A_3 лежат на линии GS , а критические точки A_{cr} — на линии SE . Вследствие теплового гистерезиса превращения при нагреве и охлаждении проходят при разных температурах. Поэтому для обозначения критических точек при нагреве и охлаждении используют дополнительные индексы: буквы «с» в случае нагрева и «r» в случае охлаждения, например A_{c1} , A_{c3} , A_{r1} , A_{r3} .

Основными фазовыми превращениями в процессе термической обработки сталей, влияющими на их структуру и свойства, являются следующие: превращения при нагреве до аустенитного состояния (фазовая перекристаллизация); превращения аустенита при различных степенях переохлаждения; превращения при нагреве закаленной стали.

Превращения при нагреве до аустенитного состояния

Нагрев стали при термической обработке в большинстве случаев проводится до получения структуры аустенита. В зависимости от условий нагрева можно получить зерна аустенита различного размера. Продукты превращения мелкозернистого аустенита (и равновесные, и метастабильные) обладают более высокой пластичностью и меньшей чувствительностью к концентраторам напряжений, чем продукты превращения крупнозернистого аустенита.

Рассмотрим превращения, происходящие при нагреве доэвтектоидной стали, эвтектоидной и заэвтектоидной.

Структура доэвтектоидной стали при нагреве до температур линии A_{c1} состоит из зерен перлита и феррита. При температуре A_{c1} начинается фазовая перекристаллизация перлита, который превращается в мелкозернистый аустенит вследствие аллотропического превращения решетки α -железа-перлита в решетку γ -железа-аустенита. Кристаллы аустенита зарождаются преимущественно на межфазных границах феррита с цементитом (рис. 5.2).

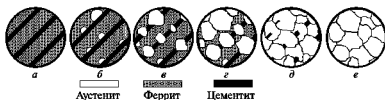


Рис. 5.2. Схема превращения перлита в аустенит:
а...е — стадии превращения перлита в аустенит

Одновременно с полиморфным превращением $\alpha \rightarrow \gamma$ происходит растворение в аустените углерода цементита. При нагреве от температуры A_{c1} до температуры A_{c3} избыточный феррит растворяется в аустените. При температуре A_{c3} фазовая перекристаллизация заканчивается, и весь феррит оказывается растворенным в аустените.

В сталях эвтектоидного состава перекристаллизация заканчивается после превращения перлита в аустенит.

В заэвтектоидной стали при нагреве до температуры A_{c1} перлит превращается в мелкозернистый аустенит, а при температурах от A_{c1} до $A_{c\tau}$ происходит растворение продуктов распада избыточного цементита в аустените.

Выше температур A_{c3} и $A_{c\tau}$ структура всех сталей будет аустенитом. С дальнейшим повышением температуры происходит рост зерен аустенита (собирательная рекристаллизация) с различной интенсивностью для разных сталей.

Распад переохлажденного аустенита

Увеличение скорости охлаждения стали или наличие в ней легирующих элементов может понизить температуру превращения аустенита (температуры A_{r1} , A_{r3}). Степень переохлаждения аустенита влияет на структуру и свойства продуктов превращения. В технологических процессах ТО распад аустенита происходит при непрерывном охлаждении и иногда изотермически (при постоянной температуре).

На рисунке 5.3 изображена диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали (С-образные кривые).

При быстром охлаждении стали ниже температур точки A_1 распад аустенита происходит не сразу, а через определенный промежуток времени (инкубационный период). Изотермическая выдержка охлажденной стали приводит к распаду аустенита и образованию различных структур в зависимости от температуры переохлаждения. Минимальное время существования переохлажденного аустенита до его распада называется *устойчивостью аустенита* и определяется содержанием в стали углерода и легирующих элементов.

Превращения аустенита в интервале температур $A_{r1} \dots 550$ °С называют перлитным, а в интервале 550 °С... M_n — промежуточным.

Перлитное превращение аустенита

Выдержка при температурах, больших чем $650 \dots 670$ °С, приводит к распаду переохлажденного аустенита на ферритно-цементитную

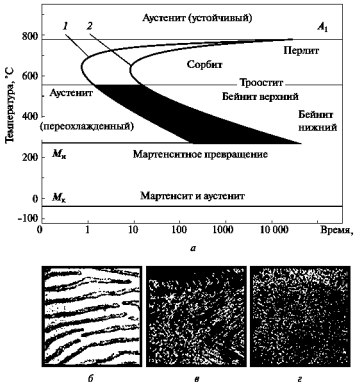


Рис. 5.3. Изотермические превращения аустенита эвтектоидной стали:
a — диаграмма изотермического превращения; *б* — перлитная структура;
в — сорбитная структура; *г* — трооститная структура; *1* — начало превращения; *2* — конец превращения; A_1 — граница устойчивого аустенита;
 M_s , M_f — границы начала и конца мартенситного превращения

смесь — перлит. Эвтектоидный распад аустенита в перлит — диффузионный процесс, во время которого углерод диффундирует к дефектным местам кристаллической решетки аустенита, образуя по границам зерен зародыши цементита *1* (рис. 5.4, *a* — *г*). Диффузия углерода приводит к обеднению им аустенита, окружающего новые пластинки цементита, поэтому рядом с пластинками цементита появляется феррит *2*, т.е. происходит переход решетки ГЦК в ОЦК. Межпластиночное расстояние при этом составляет $(5...7) \cdot 10^{-7}$ м, такую грубую смесь кристаллов феррита и цементита называют *перлитом* (рис. 5.4, *д* — *з*).

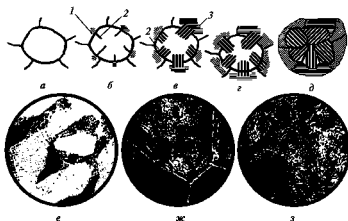


Рис. 5.4. Рост перлитных колоний:

a ... д — этапы роста перлитных колоний; микрофотографии перлита при содержании углерода в стали: *e* — 0,2%; *ж* — 0,9%; *з* — 1,2%;
1 — зародыши цементита; *2* — феррит; *3* — цементит

Процессы, происходящие при 640...590 °С приводят к образованию ферритоцементитной смеси с межпластинчатым расстоянием (3...4) · 10⁻⁷ м, которая называется сорбит (рис. 5.5), а при температурах 580...550 °С межпластиночное расстояние уменьшается до (1...2) · 10⁻⁷ м — образуется структура троостит (рис. 5.6).

Такое деление перлитных структур достаточно условно, так как дисперсность смесей монотонно увеличивается с понижением температуры превращения.

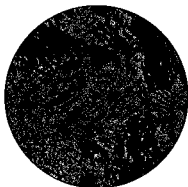


Рис. 5.5. Микрофотография сорбита (увеличение 800-кратное)



Рис. 5.6. Микрофотография троостита (увеличение 800-кратное)

Таким образом, с увеличением степени переохлаждения в соответствии с общими законами кристаллизации уменьшается межпластиночное расстояние (дисперсность) образующихся структур перлитного класса. С увеличением дисперсности структур перлитного типа возрастают прочность и твердость стали. Наилучшими характеристиками пластичности и вязкости обладает структура сорбита.

Мартенситное превращение аустенита

На рисунке 5.3 была показана область мартенситного превращения, протекающего при непрерывном охлаждении в интервале температур от M_n до M_c . Малейшая изотермическая выдержка в этом интервале приводит к стабилизации аустенита (превращение не проходит до конца) и, кроме мартенсита, в структуре наблюдается так называемый *остаточный аустенит*. Следовательно, мартенситное превращение аустенита необходимо проводить при непрерывном охлаждении с большой скоростью. Быстрое охлаждение необходимо для того, чтобы подавить возможные диффузионные процессы и образование ферритоцементитных смесей. Минимальная скорость охлаждения, при которой весь аустенит превращается только в мартенсит при температуре M_n и ниже, называется критической скоростью закалки ($V_{кр}$); при скоростях охлаждения, больших $V_{кр}$, образуется мартенсит — перенасыщенный твердый раствор внедрения углерода в Fe_α .

Кристаллы мартенсита растут со скоростью, равной скорости звука в стали (5000 м/с). Росту кристаллов мартенсита препятствует граница зерна аустенита или пластинка мартенсита, образовавшаяся ранее (рис. 5.7, а).

Кристаллы мартенсита имеют пластинчатую форму (рис. 5.7, б, в). При мартенситном превращении происходит переход $\gamma \rightarrow \alpha$, однако углерод не успевает выделиться из твердого раствора, а так как его растворимость в Fe_α значительно ниже, чем в Fe_γ , то кристаллическая решетка Fe_α искажается и образуется тетрагональная пространственная решетка (рис. 5.7, г).

Свойства мартенситных сталей зависят от количества растворенного в нем углерода. Чем больше углерода было в аустените, тем более искаженной будет решетка мартенсита и тем значительнее будут изменения свойств стали. На температуры M_n и M_c , помимо содержания углерода, существенное влияние оказывают легирующие элементы, растворенные в аустените. Большинство из них понижают температуры M_n и M_c , поэтому в закаленных легированных сталях даже при не-

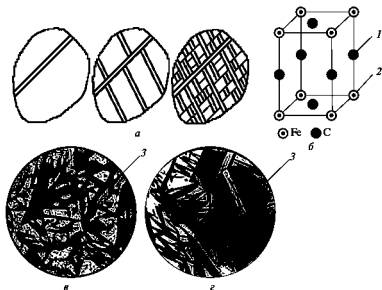


Рис. 5.7. Мартенситная структура:
a — схема образования мартенситных пластин
 в аустенитном зерне; микрофотографии мартенсита
 при увеличении: *б* — 200-кратное; *в* — 500-кратное; *г* — тетрагональная
 ячейка пространственной решетки мартенсита

больших содержаниях углерода после охлаждения до комнатных температур может сохраниться значительное количество остаточного аустенита. В ряде случаев для уменьшения концентрации $A_{ост}$ охлаждение ведут до отрицательных температур.

Бейнитное (промежуточное) превращение аустенита

Область бейнитного превращения лежит в интервале температур от 540 °С до точки M_n (см. рис. 5.3). Бейнит представляет собой двухфазную смесь кристаллов феррита и цементита. Основная особенность промежуточного превращения состоит в том, что полиморфный переход происходит по мартенситному механизму. Микроструктура и механические свойства бейнита зависят от температуры выдержки.

При температурах 400...450 °С образуется верхний бейнит, имеющий перистое строение, при более низких температурах — нижний бейнит с пластинчатым строением (рис. 5.8).

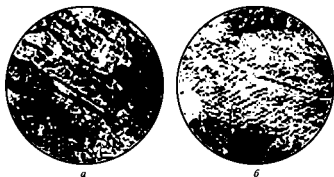


Рис. 5.8. Бейнитная структура:
a — верхний бейнит, *б* — нижний бейнит

Верхний бейнит имеет низкие показатели прочности, пластичности и вязкости. Высокой прочностью и достаточно высокими пластичностью и вязкостью обладает нижний бейнит, полученный при температурах на 50...100 °С выше точки начала мартенситного превращения (точка M_n).

5.3. Термическая обработка железоуглеродистых сплавов

Термической обработке подвергаются как полуфабрикаты (отливки, поковки, штамповки и др.), так и готовые изделия. Наиболее распространенными операциями термической обработки стали являются отжиг, нормализация, закалка и отпуск.

Отжиг сталей

Существует несколько разновидностей отжига. Для доэвтектоидных (конструкционных) сталей применяют перекристаллизационный отжиг, а для заэвтектоидных — сфероидизирующий.

Заготовки из доэвтектоидных сталей после литья или пластического деформирования имеют повышенную твердость, что затрудняет их последующую обработку резанием. Повышенная твердость заготовок объясняется быстрым их охлаждением с высоких температур.

Для стальных отливок характерны крупнозернистость и структурные дефекты.

Если температура пластического деформирования заготовок значительно превышает A_{c3} , то образуется крупнозернистый аустенит, а после охлаждения — грубая структура продуктов распада. Если температура пластического деформирования лежит в интервале $A_1...A_3$, то возникает строчечность в расположении структурных составляющих (феррита и перлита). Строчечная структура часто возникает при пластическом деформировании сталей, загрязненных неметаллическими включениями (сульфидами и при ликвации фосфора). При пластическом деформировании включения вытягиваются. Феррит, зарождаясь на вытянутых включениях, образует вытянутые скопления. Строчечная структура ухудшает механические свойства стали (прочность, пластичность, вязкость) в направлениях, перпендикулярных к основным направлениям деформации.

Перекристаллизационный отжиг проводят для полной перекристаллизации структуры доэвтектоидной стали. Для этого сталь нагревают до температуры $A_{c3} + (30...50)^\circ\text{C}$, выдерживают и медленно охлаждают вместе с печью.

При нагреве стали до температур отжига в связи с фазовой перекристаллизацией измельчается зерно, и при последующем медленном охлаждении формируется ферритно-перлитная структура с более равномерным распределением структурных составляющих.

В результате отжига устраняется крупнозернистая структура и структурная неоднородность литой и горячедеформированной стали. От воздействия медленного охлаждения (углеродистые стали охлаждают со скоростью $100...200^\circ\text{C}/\text{ч}$; легированные стали охлаждают со скоростью $20...70^\circ\text{C}/\text{ч}$) снимаются внутренние напряжения, понижается твердость и улучшается обрабатываемость резанием.

Для заэвтектоидных (инструментальных) сталей применяют *сфероидизирующий отжиг*. В этом случае получают структуру зернистого перлита, в котором цементит имеет округлую форму (рис. 5.9).

Зернистый перлит в инструментальных сталях получают путем нагрева сталей до температур выше A_{c1} на $30...50^\circ\text{C}$ и последующего медленного охлаждения или изотермической выдержки при $650...680^\circ\text{C}$.

Нормализация — разновидность отжига с фазовой перекристаллизацией и отличается от последнего скоростью охлаждения. После нагрева до температур выше A_{c3} на $30...50^\circ\text{C}$ сталь охлаждают на воздухе, при этом ускоренное охлаждение приводит к некоторому переохлаждению аустенита и измельчению ферритоцементитной смеси, получается сорбит закалки. Твердость нормализованной стали выше, чем отожженной, а вязкость и пластичность ниже.

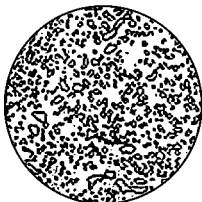


Рис. 5.9. Микроструктура заэвтектоидной углеродистой стали после сфероидизирующего отжига. Зернистый перлит (увеличение 500-кратное)

При дальнейшем увеличении скорости охлаждения (ниже $V_{кр}$) получают еще более мелкую ферритоцементитную смесь — троостит заковки.

Нормализация — более экономичная термическая операция, чем отжиг за счет уменьшения времени технологического цикла.

Закалка сталей

При закалке сталей необходимо получить структуру наивысшей твердости (мартенсит). При последующем отпуске мартенсита можно понизить твердость и повысить пластичность стали. При равной твердости структуры, полученные при отпуске мартенсита, имеют лучшие механические свойства, чем структуры, полученные непосредственно в результате распада аустенита.

Закалка — режим термической обработки, при котором после фазовой перекристаллизации и последующего быстрого охлаждения образуется неравновесная структура — пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе — мартенсит заковки.

Если сталь при нагреве претерпела полную фазовую перекристаллизацию ($T_{нагр} > A_{c3}$) и имела однофазную структуру (аустенит), то закалка называется полной. Если же перекристаллизация прошла неполностью ($A_{c1} < T_{нагр} < A_{c3}$ или $A_{c1} < T_{нагр} < A_{c1}$), то закалка называется неполной.

Доэвтектоидные стали подвергают полной закалке с оптимальной температурой $A_{c3} + (30...50) ^\circ\text{C}$. Такая температура обеспечивает

получение мелкозернистого аустенита. После охлаждения получают мелкокристаллический мартенсит. Нагрев до температур меньших, чем A_{c3} , приводит к сохранению в структуре доэвтектоидного феррита, что уменьшает прочность, но одновременно обеспечивает повышенную пластичность закаленной стали.

Заэвтектоидные стали подвергают неполной закалке. Оптимальная температура закалки $A_{c1} + (30...50) ^\circ\text{C}$. После закалки сталь приобретает структуру, состоящую из мартенсита и цементита. Так как кристаллы цементита тверже, чем кристаллы мартенсита, то неполная закалка заэвтектоидных сталей дает большую твердость, чем полная. Кроме того, при полной закалке получают более крупное зерно.

В некоторых случаях для устранения деформации (коробления) деталей и предотвращения образования трещин (растрескивание), которые вызываются значительными остаточными напряжениями, применяют закалку в двух средах или ступенчатую закалку.

При закалке в двух средах деталь, нагретую под закалку, сначала охлаждают в воде, а затем переносят в масло. При этом происходит быстрое прохождение области минимальной устойчивости аустенита, но в интервале мартенситного превращения невысокие скорости охлаждения уменьшают остаточные напряжения. При ступенчатой закалке деталь, нагретую до температуры закалки, переносят в жидкую среду с температурой $M_n + (50...100) ^\circ\text{C}$ и выдерживают некоторое время для выравнивания температуры по сечению, а затем охлаждают на спокойном воздухе. Этот вид закалки применяют для деталей небольшого сечения из низко- и среднелегированных сталей с высокой устойчивостью аустенита в области перлитного превращения.

Изотермическую закалку некоторых легированных сталей проводят для получения структуры нижнего бейнита, обладающего высокой вязкостью и прочностью. Нагретую под закалку деталь переносят в соляную ванну с температурой $M_n + (50...100) ^\circ\text{C}$, выдерживают до конца превращения аустенита в бейнит и затем охлаждают на воздухе.

В ряде случаев для трущихся деталей машин требуется получить высокую твердость поверхности при сохранении вязкой сердцевины. Это достигается **поверхностной закалкой**. При этом только поверхностный слой на глубину от 0,5 до 5 мм нагревается выше A_{c3} . Нагрев осуществляется с такой скоростью, чтобы сердцевина вследствие теплопроводности не прогрелась до закалочных температур. Поскольку с увеличением скорости нагрева фазовые превращения смещаются в область более высоких температур, температура закалки составляет $A_{c3} + (150...200) ^\circ\text{C}$ и отсутствует выдержка при этих температурах. Зерно аустенита не успе-

вает вырасти, и после охлаждения образуется структура безиглочатого мартенсита. Структура переходной зоны состоит из мартенсита и феррита, а сердцевина представляет собой феррит и перлит.

Наиболее совершенным способом поверхностной закалки является высокочастотная (индукционная) закалка. Деталь или ее часть помещают в одновитковый или многovitковый соленоид (индуктор), через который пропускают ток высокой частоты. При этом в поверхностных слоях изделия возникают вихревые токи, которые очень быстро (от 3 до 20 с) нагревают поверхностные слои до закалочных температур.

В последнее время для локальной закалки участков поверхности различных деталей используют источники высококонцентрированной энергии — электронные и лазерные лучи.

При поверхностной закалке, как правило, не требуются охлаждающие среды, так как поверхностные слои очень быстро остывают в результате отвода теплоты в холодную часть детали.

Отпуск закаленных сталей

Отпуск — режим термической обработки, при котором закаленная сталь нагревается до температуры ниже A_{c1} , выдерживается и затем охлаждается, как правило, на воздухе.

В результате отпуска уменьшаются внутренние напряжения стали и формируются равновесные структуры, которые отличаются более высокими характеристиками пластичности и вязкости по сравнению со структурой мартенсита закалки. Структуры, полученные после отпуска, определяют более высокий уровень механических свойств по сравнению с отожженным или нормализованным состоянием стали.

Отпуск, как правило, является окончательной термической обработкой стали, при которой формируется структура с заданным уровнем механических свойств.

При отпуске происходят следующие процессы: основной процесс — распад мартенсита; выделяется углерод в виде карбидов, распад остаточного аустенита, происходит карбидное превращение и коагуляция карбидов; уменьшаются несовершенства кристаллического строения α — твердого раствора и остаточные напряжения.

В зависимости от изменения удельного объема стали принято различать три зоны фазовых превращений:

- зона 1 лежит в температурном интервале 80...200 °С. Из мартенсита выделяется часть углерода в виде метастабильного ϵ -карбида (гексагональная решетка и химический состав близок к Fe_2C).

Обеднение твердого раствора углеродом происходит неравномерно: вблизи карбидов участки обедняются, но сохраняются участки с исходным содержанием углерода. Первое превращение происходит без нагрева и с малой скоростью;

- *зона 2* лежит в температурном интервале 200...260 °С, одновременно происходит несколько процессов: продолжается распад мартенсита, распадается остаточный аустенит и начинается карбидное превращение. Распад мартенсита распространяется на весь объем стали, неоднородность концентрации углерода в твердом растворе исчезает. В мартенсите остается около 0,2% углерода. Распад остаточного аустенита идет по механизму бейнитной реакции: образуется смесь кристаллов низкоуглеродистого мартенсита и дисперсных карбидов. При 200 °С начинается превращение ϵ -карбида в цементит. Если в закаленной стали было много остаточного аустенита, то уменьшение плотности будет превалировать над ее увеличением (выделение углерода из мартенсита);
- *зона 3* лежит в температурном интервале 260...380 °С. Завершается распад мартенсита и карбидное превращение. Из мартенсита выделяется весь пересыщенный углерод, мартенсит переходит в феррит. Ферритокарбидная смесь, образовавшаяся в конце третьей зоны, дисперсная и имеет такую же твердость, как троостит (ее называют трооститом отпуска). В интервале температур третьей зоны цементит имеет форму тонких пластин. С повышением температуры происходит коагуляция (растут крупные кристаллы, а мелкие — распадаются), форма кристаллов приближается к сфероидальной. Начиная с температур 350...400 °С, скорость коагуляции и сфероидализации карбидов повышается. Начиная с температуры 400 °С, можно обнаружить изменения структуры феррита: уменьшается плотность дислокаций; устраняются границы между пластинчатыми кристаллами феррита. В результате зерна феррита укрупняются, их форма приближается к равновесной.

Низкотемпературный отпуск проводится при температурах 120...200 °С, как правило, после неполной закалки для инструментальных (заэвтектоидных) сталей. После низкотемпературного отпуска мартенсит закалки превращается в мартенсит отпуска, при этом вследствие уменьшения степени тетрагональности мартенсита уменьшается хрупкость без существенного снижения твердости (рис. 5.10, а).

Среднетемпературный отпуск производится при температурах 350...450 °С. После среднетемпературного отпуска образуется дисперс-

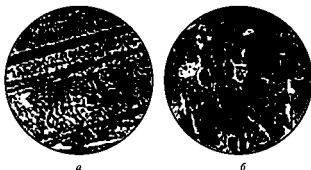


Рис. 5.10. Микроструктура стали после отпуска:
а — низкотемпературного; *б* — высокотемпературного

ная смесь феррита и зернистого цементита — троостит отпуска. Троостит отпуска имеет примерно ту же твердость, что и троостит закалки (40 HRC), но за счет зернистого строения структуры обладает высоким пределом текучести ($\sigma_t = 800 \dots 1000$ МПа) и повышенной упругостью.

Высокотемпературный отпуск проводится при температурах 550...650 °С. С повышением температуры отпуска за счет коагуляции укрупняются зерна цементита, входящие в ферритоцементитную смесь, и образуется структура — сорбит отпуска (рис. 5.10, *б*). Твердость стали при этом понижается до значений порядка 30 HRC, а пластичность и вязкость (по сравнению со структурой троостита отпуска) значительно возрастают.

Полная закалка с высоким отпуском называется улучшением и применяется для сталей с содержанием углерода от 0,3 до 0,5%.

5.4. Влияние термической обработки на механические свойства стали

После полной закалки среднеуглеродистой стали образуется структура мартенсита закалки со следами остаточного аустенита, при этом твердость составляет порядка 60 HRC, но сталь становится хрупкой ($\delta = 0,5\%$).

В результате структурных превращений при отпуске изменяются механические свойства стали (рис. 5.11). С повышением температуры отпуска прочностные показатели уменьшаются, а пластичность и вязкость растут за счет снижения внутренних напряжений и образования

зернистой формы цементита в структурах троостита и сорбита при отпуске. Однако в интервале температур 250...350 °С и 500...600 °С у конструкционных сталей возникает так называемая отпускная хрупкость I и II рода, поэтому при указанных температурах отпуск не проводят.

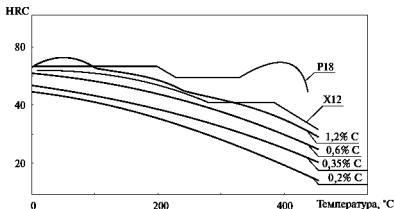


Рис. 5.11. Изменение твердости закаленной стали при отпуске

5.5. Химико-термическая обработка сплавов

Химико-термическая обработка (ХТО) сочетает тепловое воздействие с химическим и вызывает изменение структуры и состава в поверхностных слоях изделия.

ХТО применяют для повышения твердости, износостойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости, а также для защиты от электрохимической и газовой коррозии.

Процессы ХТО включают диффузионное обогащение поверхностных слоев изделий неметаллами или металлами из внешней активной среды, которая может быть твердой, газовой или жидкой. По характеру изменения химического состава обрабатываемого изделия все разновидности ХТО подразделяются на две основные группы: диффузионное насыщение неметаллами и диффузионное насыщение металлами.

Диффузионное насыщение неметаллами

Диффузионное насыщение стали углеродом, азотом наиболее широко используется в промышленности. Углерод и азот легко усваива-

ются поверхностью стали, образуя с железом твердые растворы внедрения, и сравнительно быстро диффундируют в глубину изделия.

При цементации происходит насыщение поверхности углеродом в целях придания поверхностным слоям детали высокой твердости и износостойкости при сохранении вязкой сердцевины, а также для повышения предела выносливости. Твердость цементированного слоя может достигать 35...40 HRC, температуростойкость слоя — 200...225 °С. Цементации подвергают стали с содержанием углерода до 0,25%. Среда, в которой проводится цементация, называется карбюризатором.

Технологический процесс с твердым карбюризатором включает в себя следующие операции и переходы. Заготовки упаковывают в специальную тару (цементационные ящики) таким образом, чтобы было свободно 70...85% ящика. Ящики загружают в предварительно нагретую (600...700 °С) печь. Печь нагревают до температуры цементации. После выдержки заготовки охлаждают в ящиках на воздухе. При цементации в твердых карбюризаторах сложно регулировать степень насыщения поверхностного слоя углеродом. Однако простота способа, возможность проводить цементацию на стандартном печном оборудовании позволяют применять этот метод в условиях единичного и мелкосерийного производства.

Технологический процесс цементации в жидком карбюризаторе практически не отличается от описанного выше. Однако неравномерность глубины цементованного слоя позволяет обрабатывать только мелкие заготовки.

В средне- и крупносерийном производствах наибольшее распространение получила цементация в газообразных карбюризаторах. Этот способ обеспечивает наибольшую равномерность по толщине и свойствам цементованного слоя, снижает время, затрачиваемое на процесс химико-термической обработки, а в ряде случаев позволяет производить закалку изделий непосредственно после цементации. Газообразные карбюризаторы получают в специальных генераторах. В случае применения жидких углеводородов их подают каплями в герметичное пространство печи, где они, сгорая, создают требуемую активную газовую среду.

Современной разновидностью цементации в газообразных карбюризаторах является вакуумная цементация, которая проводится в специальных печах. Печи состоят из нагревательной камеры, снабженной вентилятором для обеспечения интенсивной циркуляции воздуха, закалочного бака и транспортных устройств. Подготовленные для ваку-

умной цементации заготовки помещают в нагревательную печь; вакуумируют и нагревают печь до 1000...1100 °С, затем в печь подается газообразный карбюризатор — очищенный природный газ, пропан или бутан. Этот способ позволяет ускорить процесс цементации, повысить качество получаемого слоя.

После цементации проводят неполную закалку и низкий отпуск. В результате такой обработки поверхностный слой приобретает структуру мартенсита отпуска с мелкими включениями карбидов и твердостью 60...62 HRC, а сердцевина состоит из закалочных структур перлитного класса и феррита (180...200 HB). Так как удельный объем закаленного науглероженного слоя больше, чем сердцевины, в нем возникают значительные сжимающие напряжения (400...500 МПа), что и повышает предел выносливости.

Азотирование — диффузионное насыщение поверхностного слоя азотом в целях повышения твердости, износостойкости, предела выносливости, а также коррозионной стойкости стальных изделий. Азотирование применяют для улучшения сталей с содержанием углерода 0,3...0,4% (вместо цементации), а также для быстрорежущих сталей.

Твердость азотированного слоя выше, чем цементированного, и зависит от наличия легирующих элементов в стали. Азотированный слой сохраняется до высоких температур (450...500 °С). Образование азотированного слоя сопровождается увеличением удельного объема, поэтому возникают остаточные сжимающие напряжения порядка 600...800 МПа, которые значительно повышают предел выносливости сталей.

Азотирование проводят при температурах 500...600 °С в муфелях или в контейнерах, через которые пропускают диссоциированный аммиак (25...60% NH₃).

Процесс азотирования длительный и обычно составляет от 25 до 90 ч. Длительность процесса зависит от заданной глубины слоя и температуры. Обычно глубина слоя составляет 0,2...0,6 мм, при этом чем выше температура азотирования, тем ниже твердость в связи с коагуляцией нитридов. Охлаждение после азотирования проводят вместе с печью в потоке аммиака.

Насыщение поверхности изделий одновременно углеродом и азотом в газовой среде называют **нитроцементацией**. Исходной газовой средой для нитроцементации является цементующий газ с добавкой 3...5% NH₃, в результате в диффузионной зоне образуются карбонитриды. Нитроцементацию сталей проводят (для получения слоя глубиной 0,25...1 мм) при 850...870 °С в течение 2...10 ч.

Нитроцементации, как и газовой цементации, подвергают детали сложной конфигурации. Этот процесс имеет ряд преимуществ — более низкая температура нагрева, что уменьшает вероятность возникновения деформаций и коробления изделий, повышенные характеристики износостойкости и коррозионной стойкости.

Цианирование — одновременное насыщение стали углеродом и азотом. Цианирование можно проводить при 820...860 °С в расплавленных солях, содержащих цианистый натрий. За один час выдержки в расплаве (20...25% NaCN, 25...50% NaCl и 25...50% Na₂CO₃) можно получить диффузионный слой толщиной до 0,3 мм, который после закалки (820...860 °С) и отпуска (180...200 °С) приобретает твердость 58...62 HRC.

Недостатком цианирования является большая ядовитость цианистых солей и высокая стоимость процесса.

Цианированию обычно подвергают стали с 0,2...0,45% С, а также инструмент из быстрорежущих сталей.

Диффузионное насыщение металлами

Для многих деталей теплоэнергетического машиностроения требуются жаростойкие покрытия, защищающие металл при высоких температурах от окисления или воздействия окружающей среды. Поверхностное насыщение стали металлами можно проводить в порошкообразных средах погружением в расплавленный металл (если диффундирующий элемент имеет невысокую температуру плавления) или насыщением из газовой фазы.

В зависимости от типа диффундирующего элемента различают процессы алитирования, хромирования, силицирования, борирования.

Алитированием называют насыщение поверхности стали алюминием. Традиционным является алитирование в порошкообразных смесях. Детали упаковывают в ящик, заполненный рабочей смесью (табл. 5.1), нагревают до 900...1050 °С и выдерживают в течение 3...12 ч. Часто применяют алитирование в ваннах с расплавленным алюминием, в который добавлено 6...8% Fe. Железо добавляют для того, чтобы исключить растворение обрабатываемых деталей в алюминии. Процесс ведут при 700...800 °С в течение 45...90 мин.

В результате алитирования сталь приобретает высокую окалиностойкость (до 800...850 °С) за счет образования при эксплуатации детали на ее поверхности плотной пленки Al₂O₃, которая и предохраняет основной металл от окисления. Глубина алитированного слоя составляет 0,2...1,0 мм.

Алтитированию подвергают топливники газогенераторных машин, чехлы термопар, клапаны и другие детали, работающие при высоких температурах.

Таблица 5.1
Составы порошковых смесей для алтитирования, хромирования и силицирования

Процесс химико-термической обработки	Состав смеси, %
Алтитирование	49...49,5 Al; 49...49,5 Al ₂ O ₃ ; 1...2 NH ₄ Cl; 99,5 FeAl; 0,5 NH ₄ Cl
Хромирование	50 FeCr; 43 Al ₂ O ₃ ; 7 NH ₄ Cl; 60 FeCr; 38,8 каолин; 1,2 NH ₄ Cl
Силицирование	40 Si; 59 Al ₂ O ₃ ; 1 NH ₄ Cl; 75 FeSi; 20 шамот; 5 NH ₄ Cl

Хромирование — насыщение поверхности изделий хромом часто проводят в порошковых смесях при 1000...1050 °С на глубину 0,15...0,20 мм. Слой представляет собой карбид (Cr, Fe)₇C₃, под которым располагается переходная зона. Твердость карбидного слоя на стали достигает 1200...1300 HV.

Кроме хромирования в порошковых смесях применяют газовое и вакуумное хромирование.

При хромировании в вакууме изделия засыпают порошком хрома в стальном или керамическом тигле и помещают в вакуумную камеру. При температуре 1000...1050 °С хром испаряется и диффундирует в сталь.

В ряде случаев применяют глубокое хромирование (глубина 1,5...8,0 мм) в вакууме при 1400...1450 °С, а возникший при этом перегрев устраняется в процессе повторного нагрева.

Хромирование используют для деталей паросилового оборудования клапанов, вентиляей, патрубков, а также деталей, работающих на износ в агрессивных средах.

Силицирование — насыщение поверхности кремнием — придает сталям высокую коррозионную стойкость в морской воде, в азотной, серной и соляной кислотах и несколько увеличивает устойчивость против износа.

Силицирование проводят в порошкообразных смесях или в газовой среде (SiCl₄) при 950...1000 °С для получения слоя глубиной 0,3...1,0 мм, который обладает повышенной пористостью. Несмотря на невысокую твердость (200...300 HV), силицированный слой (после

предварительной пропитки маслом при 170...200 °С) обладает высокой износостойкостью.

Силицированию подвергают детали, используемые в оборудовании химической и нефтяной промышленности: валики насосов, трубопроводы, арматура, гайки, болты и др.

Борирование — насыщение поверхностного слоя бором, что придает изделиям очень высокую твердость (1800...2000 HV), износостойкость и устойчивость против коррозии в различных средах.

Борирование стальных изделий выполняют при электролизе расплавленных солей, содержащих бор ($\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7$), при этом изделие является катодом. Температура процесса 930...950 °С, выдержка от 2 до 6 ч, глубина слоя составляет 0,1...0,2 мм.

Борированию подвергают детали, применяемые в нефтяной промышленности для повышения устойчивости против абразивного износа.

Ионная обработка сплавов и циркуляционный метод химико-термической обработки

Химико-термическая обработка в порошковых смесях, в расплавах солей и в газовых смесях имеет следующие недостатки:

- нарушение экологии окружающей среды за счет выделения избыточных газов из контейнеров при нагреве до температур диффузионного насыщения;
- опасность использования расплавленных ядовитых солей;
- образование остатков продуктов сжигания.

Поэтому в настоящее время наиболее перспективными методами химико-термической обработки являются диффузионное насыщение различными элементами циркуляционным способом и ионная обработка различных изделий.

При циркуляционном методе в замкнутом рабочем пространстве установки диффундирующие элементы переносятся при систематическом восстановлении газа-переносчика в результате обратимых химических реакций. Циркуляционный метод позволяет получать качественные диффузионные многокомпонентные слои в химически чистой газовой смеси, без выхода газов в окружающую атмосферу.

Сущность ионной химико-термической обработки заключается в том, что в разреженной газовой среде между катодом (изделием) и анодом (стенкой вакуумной камеры) возбуждается тлеющий разряд, при этом вследствие ионизации рабочего газа, содержащего ле-

гирующие элементы (азот, бор), непрерывно образуются новые носители положительно заряженных частиц, которые и диффундируют в глубь изделия.

Таким образом, ионная химико-термическая обработка и циркуляционный способ диффузионного насыщения являются хорошо управляемыми, экологически чистыми технологическими процессами, которые можно применять для деталей, изготовленных из любых сталей, чугунов и многих сплавов.

Лазерное легирование стальной поверхности

Лазерное легирование (ЛЛ) обеспечивает введение в поверхностный слой изделия необходимых легирующих элементов.

После совместного плавления предварительно нанесенного (легирующего компонента) слоя и основы образуется модифицированный поверхностный слой со свойствами, отличными от сердцевины.

ЛЛ проводят составами, содержащими бор и вольфрам. Вольфрам как карбидообразующий элемент, придает легированной поверхности значительную теплостойкость, а бориды железа обладают высокой твердостью при нормальных и повышенных температурах и повышенной сопротивляемостью износу.

Лазерное оплавление нанесенной на поверхность изделия обмазки (порошкообразный легирующий компонент на спиртовом связующем) проводится в защитной среде аргона. Основные параметры процесса: мощность лазера 0,9...1,0 кВт, скорость перемещения 160...200 мм/мин, диаметр пятна фокусировки 1,5 мм. Предпочтительное фокусное расстояние объектива лежит в диапазонах 150...300 мм и требует заглупления фокуса под поверхность нанесенного покрытия на 1...1,5 мм.

В результате ЛЛ существенно повышается теплостойкость стали, микротвердость поверхностного слоя составляет 12 000...14 000 МПа.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные виды термической обработки.
2. Что такое гомогенизация?
3. Что такое закалка?
4. Что такое отпуск?
5. Опишите схему превращения перлита в аустенит.
6. Как влияет температура нагрева на величину зерна аустенита?
7. Что показывает С-образная кривая?

8. Какие структуры образуются при перлитном превращении аустенита?
9. В каких условиях протекает мартенситное превращение аустенита?
10. Что такое химико-термическая обработка сплавов?
11. В чем сущность цементации стали?
12. Что такое цианирование?
13. В чем сущность нитроцементации стали?
14. В чем сущность азотирования стали?
15. Что такое алитирование?
16. Что дает лазерное легирование?

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Физико-химическая характеристика основных конструкционных цветных металлов и сплавов дана в подразделе 2.3.

Цветные металлы в чистом виде обычно применяются относительно редко, чаще используют различные сплавы.

Наибольшее значение в машиностроении имеют медные сплавы, сплавы легких металлов, сплавы на основе никеля, антифрикционные сплавы, материалы для полупроводников и высокопрочные сплавы на основе тугоплавких металлов.

6.1. Сплавы на основе меди

Для легирования медных сплавов в основном используют растворимые в меди элементы (олово, цинк, алюминий, бериллий, кремний, марганец, никель). Эти элементы повышают прочность и твердость медных сплавов, практически не снижают их пластичность, а цинк, алюминий и олово даже ее увеличивают.

По технологическим свойствам различают деформируемые (обрабатываемые давлением) и литейные сплавы. По способности восприятия термической обработки сплавы делятся на упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой. По химическому составу различают латуни (ГОСТ 15527—2004) — сплавы меди с цинком, бронзы (ГОСТ 493—79) и медно-никелевые сплавы (ГОСТ 613—79).

Для обозначения латуней и бронз используется буквенно-числовая маркировка. Тип сплава обозначают одной (Л — латунь) или двумя (Бр — бронза) буквами. Легирующий элемент обозначается одной или двумя буквами (русское название элемента). Алюминий — А, бериллий — Б, железо — Ж, магний — Mg, марганец — Mn, мышьяк — Мш, никель — Н, олово — О, свинец — С, серебро — Ср, сурьма — Су, фосфор — Ф, цинк — Ц, цирконий — Цр, хром — Х.

В *деформируемых латунях*, легированных только цинком, после буквы Л (латунь) ставят число, показывающее среднее процентное содержание меди (Л68 — латунь деформируемая, меди 68%). В многокомпонентных деформируемых латунях после буквы Л подряд ставят обо-

значения легирующих элементов, далее — процентное содержание меди и этих элементов (кроме цинка). Например, ЛАН59-3-2 — латунь деформируемая, меди 59%, алюминия 3%, никеля 2%, остальное — цинк.

В марках *литейных латуней* на первое место ставят обозначение количества и процентное содержание цинка, далее — обозначение легирующего элемента и его процентное содержание (ЛЦ40Мц3А — латунь литейная, цинка 40%, марганца 3%, алюминия 1%).

В марках *деформируемых бронз* после букв Бр (бронза) вначале подряд помещают символы легирующих элементов, далее указывают процентное содержание этих элементов (Бр АЖ9-4 — деформируемая бронза, алюминия 9%, железа 4%, остальное — медь).

В марках *литейных бронз* после каждого обозначения легирующего элемента ставят его процентное содержание (БрО6Ц6С3 — литейная бронза, олова 6%, цинка — 6%, кремния — 3%, остальное — медь).

Латуни

Медь с цинком (до 39%) образует твердый раствор (рис. 6.1, а).

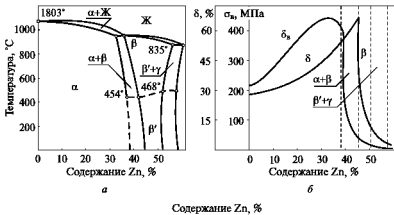


Рис. 6.1. Диаграмма состояния системы Cu — Zn (а) и влияние цинка на механические свойства латуней (б):

Ж — жидкость; α , β , β' , γ — фазы; σ_n — предел прочности на растяжение; δ — относительное удлинение

При концентрации цинка выше 39% образуется соединение CuZn (β -фаза) с ОЦК-решеткой. В температурном интервале 454...468 °С наступает упорядочение β -фазы (β' -фаза). Эта фаза имеет значительно большую твердость и хрупкость.

Если латунь имеет структуру α -твердого раствора, то увеличение концентрации цинка приводит к повышению прочности сплава. При появлении β' -фазы резко снижается пластичность, но увеличение содержания цинка (до 45%) приводит к повышению прочности, пока латунь находится в двухфазном состоянии. Переход сплава в однофазное состояние со структурой β' -фазы вызывает резкое снижение прочности (рис. 6.1, б).

Практическое применение находят латуни, содержание цинка в которых не превышает 45%.

Двойные латуни по структуре разделяются на две группы: однофазные со структурой α -твердого раствора (рис. 6.2, а, б) и двухфазные со структурой α -фаза и β -фаза (рис. 6.2, в, г).



Рис. 6.2. Микроструктуры двойных латуней:

а — однофазная литая; б — однофазная деформированная и отожженная; в — двухфазная литая; г — двухфазная деформированная и отожженная; 1 — α -фаза; 2 — β -фаза; увеличение 200-кратное

Наибольшей пластичностью обладают однофазные латуни, содержащие 30...32% цинка, но при этом снижается электропроводность сплава на 20...50%. Однофазные латуни хорошо деформируются в холодном состоянии, но образуется наклеп. Для восстановления пластичности сплавы подвергаются рекристаллизационному отжигу при 500...700 °С.

Двухфазные латуни менее пластичны и деформируются лишь в нагретом состоянии.

Латуни являются преимущественно деформируемыми сплавами на медной основе, и лишь отдельные марки специальных латуней с повышенной твердостью применяют для отливки фасонных деталей.

Для легирования латуней (специальные латуни) используют алюминий, железо, никель, олово, кремний. Эти элементы повышают прочность (например, высокопрочная латунь марки ЛМцЖ52-4-1) и коррозионную стойкость (например, коррозионно-стойкие латуни ЛКС80-2-2, ЛМцС58-2-2), поэтому специальные латуни используют

в судостроении (конденсаторные и манометрические трубки, дельные вещи, крепежные элементы стоячего и бегущего такелажа).

Хорошо обрабатываются специальные высокомедистые латуни, легированные до 4% алюминием (ЛА77-2). Эти латуни дополнительно легируют никелем, железом, марганцем, кремнием (обладают переменной растворимостью в α -фазе, что позволяет упрочнять сплавы с помощью закалки и старения). Обработка по схеме «закалка + пластическая деформация + старение» обеспечивает временное сопротивление до 1000 МПа.

Латунные детали при длительном хранении, особенно в коррозионно-активной среде, растрескиваются. Для предотвращения этого детали подвергают отжигу с целью снятия остаточных напряжений при 200...300 °С.

Бронзы

Сплавы меди с оловом, алюминием, кремнием, свинцом, бериллием соответственно называются оловянистыми, алюминиевыми, кремнистыми, свинцовистыми, бериллиевыми бронзами.

Оловянистые бронзы Бр010, БрОЦС3-11-5, БрОФ10-1 и другие применяются преимущественно в литом виде. По структуре различают однофазные и двухфазные оловянистые бронзы. В оловянистые бронзы для улучшения свойств вводят до 5% свинца, что повышает обрабатываемость резанием и антифрикционные свойства, до 1% фосфора (повышает антифрикционные свойства, износостойкость и жидкотекучесть) и до 11% цинка, который позволяет уменьшить содержание в сплаве дефицитного олова.

Если однофазную оловянистую бронзу подвергнуть диффузионному отжигу (800...850 °С), она приобретает свойства деформироваться. Двухфазные оловянистые бронзы применяют лишь в литом виде.

Оловянистые бронзы делятся на деформируемые и литейные. Деформируемые (однофазные) содержат 4...8% Sn, легированы свинцом, цинком, фосфором (БрОФ6,5-0,5; БрОЦС4-4-2,5). Они поставляются в виде прутков, труб, лент в наклепанном или отожженном состояниях и используются для изготовления пружин, мембран, антифрикционных деталей.

Литейные оловянистые бронзы (БрОЦС5-5-5; БрОЦС4-4-17) имеют двухфазную структуру, обладают более высокими антифрикционными свойствами и стойкостью против коррозии.

Безоловянные бронзы — это сплавы меди со свинцом, алюминием, бериллием, железом, кремнием, хромом и другими элементами.

Алюминиевые бронзы обладают высокими механическими, антикоррозионными и антифрикционными свойствами и меньшей стоимостью, чем оловянистые бронзы.

Однофазные алюминиевые бронзы (БрА5, БрА7) обладают наилучшим сочетанием прочности ($\sigma_b = 400...500$ МПа) и пластичности ($\delta = 60\%$). Двухфазные бронзы можно подвергать упрочняющей термической обработке (σ_b до 600 МПа, более 100 НВ). Однако они склонны к газонасыщению и окислению во время плавки с образованием крупнокристаллической столбчатой структуры. Эти недостатки уменьшаются при дополнительном легировании железом, никелем и марганцем.

Наилучшей пластичностью после термической обработки (нормализация при 600...700 °С + закалка от 950 °С + отпуск при 250...300 °С) обладают алюминий-железные бронзы (БрАЖ9-4). Дополнительное легирование этих бронз никелем позволяет проводить дополнительное упрочнение после закалки вследствие старения. Например, у бронзы БрАЖН10-4-4 после закалки (при температуре от 980 °С) и старения (при 400 °С в течение 2 ч) можно получить твердость до 400 НВ. Из таких бронз изготавливают детали, работающие в тяжелых условиях износа при повышенных температурах (седла клапанов, направляющие втулки выпускных клапанов, части насосов и турбин, шестерни).

Свинцовистые бронзы (БрС30) обладают высокими антифрикционными свойствами, используются для изготовления вкладышей подшипников.

У *бериллиевых бронз* высокие пределы упругости, временное сопротивление, твердость и коррозионная стойкость сочетается с повышенным сопротивлением усталости, ползучести и износу и устойчивой работой при 310...340 °С.

Наибольшей пластичностью бериллиевые бронзы (БрБ2) обладают после закалки при температуре выше 770...780 °С, в закаленном состоянии они легко деформируются. Пластическая деформация на 40% увеличивает временное сопротивление этих бронз почти в 2 раза. После закалки (с 780 °С) и старения (при 300...350 °С в течение 2 ч) можно достичь $\sigma_b = 1250$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа, $\delta = 2,5\%$, твердости 700 НВ.

Высокая прочность и упругость, стойкость против коррозии, хорошие технологические свойства позволяют применять бериллиевые бронзы для изготовления пружин и мембран. При ударе о другой металл инструмента из бериллиевой бронзы не возникает искр. Поэтому из этих бронз изготавливают инструмент для взрывоопасных работ.

Кремнистые бронзы обладают хорошими механическими, упругими и антифрикционными свойствами. Их литейные свойства хуже,

чем у латуней, оловянистых и алюминиевых бронз. Дополнительное легирование цинком позволяет улучшить литейные свойства. Легирование марганцем и никелем повышает прочность и твердость сплавов.

Кремнистые бронзы применяют для изготовления антифрикционных деталей (БрКН1-3, БрКМц3-1) и для замены бериллиевых бронз при производстве пружин и мембран.

Медно-никелевые сплавы

Медно-никелевые сплавы используют для чеканки разменных монет с конца XIX в., причем их состав на разных монетных дворах весьма разнообразен. Одним из самых известных сплавов является мельхнор или нойзильбер (нем. *Newsilber* — новое серебро) с составом медь (55–67%), никель (11–13%) и цинк (25–32%).

Наибольшее применение в промышленности нашли медно-никелевые сплавы, называемые монель (монель-металл) и константан.

Монель-металл — сплав на основе никеля, содержит до 30% меди (например: НМЖМц 28-2,5-1,5 — никелево-медный сплав, Cu — 28%, Fe — 2,5%, Mn — 1,5%, остальное — никель). Монель является торговой маркой. Монель обладает коррозионной стойкостью, пластичностью, высоким пределом прочности, применяют в химической, нефтяной, судостроительной, медицинской промышленности при производстве фильтрующих элементов (рис. 6.3).



Рис. 6.3. Микрофотография фильтрующего элемента из монель-металла (размер ячейки 0,5...5,5 мм; пористость до 99%)

Константан (от лат. *constans*) — медно-никелевый сплав, характеризующийся слабой зависимостью электрического сопротивле-

ния от температуры. Выпускаемый в России константан содержит 39...41% никеля, 1—2% марганца, остальное — медь (например: МНМц 40-1,5 — медно-никелевый сплав, Ni — 40%, Mn — 1,5%, остальное — медь). Удельное электрическое сопротивление константана при 20 °С 0,48 мкОм·м, температура плавления 1260 °С. Константан применяют в электротехнике для изготовления реостатов, элементов измерительных приборов и др. С медью или железом константан образует термопару, пригодную для измерения температур до 500 °С.

6.2. Сплавы на основе алюминия

Для сплавов алюминия характерна большая удельная прочность (σ_n/ρ , где ρ — плотность), близкая к значениям для среднелегированных сталей (для алюминиевых сплавов σ_n/ρ 150...182, для конструкционных среднелегированных сталей — 140...170).

Маркировка алюминиевых сплавов включает в себя: буквенное обозначение вида сплава (Д — дюралюмины, В или АВ — высокопрочный сплав, АК — ковошный сплав, АЛ — литейный сплав); порядковый номер сплава и буквенное обозначение состояния поставки (М — мягкий, Т — термически обработанный, Н — нагартованный, П — полунагартованный).

Маркировка некоторых алюминиевых сплавов похожа на маркировку легированных сталей: на первом месте стоит буквенное обозначение сплава (АЛ — алюминиевый литейный, АК, Д, АВ или В — алюминиевые деформируемые). Далее стоит буквенное обозначение легирующего компонента и его среднее процентное содержание. Легирующий компонент обозначается по одной-двум буквам его русского названия (А — алюминий, Ж — железо, К — кремний, Мц — марганец, Н — никель, О — олово, С — свинец и др.).

Основными легирующими элементами алюминиевых сплавов являются медь, магний, кремний, марганец, цинк, литий, никель и титан. Часто легирующие элементы образуют с алюминием твердые растворы ограниченной переменной растворимости и промежуточные фазы (рис. 6.4). Это дает возможность подвергать часть сплавов термической обработке, состоящей из закалки на пересыщенный твердый раствор и естественного или искусственного старения.

При кристаллизации алюминия легирующие элементы образуют с ним пересыщенные твердые растворы и повышают температуру рекристаллизации алюминия. В процессе гомогенизации и горячей об-

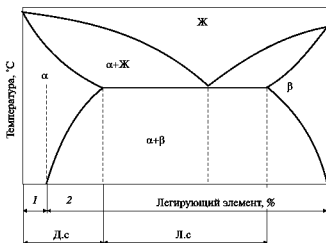


Рис. 6.4. Диаграмма состояния алюминий — легирующий элемент:

Ж — жидкость; α, β — первичная и вторичные фазы;

Д.с. — деформируемые сплавы; Л.с. — литейные сплавы; 1, 2 — неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой соответственно

работки давлением происходит распад твердых растворов с образованием тонкодисперсных частиц интерметаллидных фаз, препятствующих прохождению процессов рекристаллизации и упрочняющих сплав (структурное упрочнение применительно к прессованным или горячекатаным полуфабрикатам — пресс-эффект). По этой причине у некоторых алюминиевых сплавов температура рекристаллизации превышает температуру закалки. Для снятия остаточных напряжений в заготовках, полученных холодной обработкой давлением, и в фасонных отливках проводят низкий отжиг при температуре 150...130 °С.

Все сплавы на алюминиевой основе по технологическим признакам можно разделить на деформируемые и литейные; по способности к упрочнению термической обработкой (ТО) — на упрочняемые или неупрочняемые ТО.

Деформируемые алюминиевые сплавы, неупрочняемые термической обработкой

К этой группе сплавов относятся технический алюминий и сплавы, легированные марганцем (сплавы АМг) и магнием (сплавы АМг). Структура сплавов состоит из α-твердого раствора и вторичных выде-

лений фазы $MnAl_6$, переходящих в твердый раствор при повышении температуры. В присутствии железа вместо $MnAl_6$ образуется сложная тройная фаза $(Mn, Fe) Al_6$, плохо растворимая в алюминии. При понижении температуры прочность быстро растет, поэтому сплавы АМц нашли широкое применение в криогенной технике.

Структура сплавов АМц относится к системе $Al - Mn$ (рис. 6.5, а).

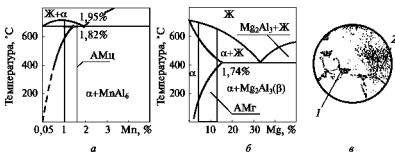


Рис. 6.5. Диаграммы состояния систем: а — $Al - Mn$; б — $Al - Mg$; в — микроструктура сплава АМц (серым цветом выделены зоны концентрации Mn и Mg в промышленных сплавах); 1 — $MnAl_6$; 2 — α -твердый раствор (увеличение 200-кратное)

Магний образует с алюминием α -твердый раствор (рис. 6.5, б), и в области концентраций от 1,4 до 17,4% Mg происходит выделение вторичной β -фазы ($MgAl$), но сплавы, содержащие до 7% Mg, дают очень незначительное упрочнение при термической обработке, поэтому их упрочняют пластической деформацией — нагартовкой (нагартованные — 80% наклепа, полунагартованные — 40% наклепа).

Сплавы АМг применяют для изделий, получаемых глубокой вытяжкой, сваркой, от которых требуется высокая коррозионная стойкость (в автомобилестроении — сварные топливные баки, бензопроводы и маслопроводы, кузовные элементы; в судостроении — переборки, заклепки, корпуса мачт).

Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой

К деформируемым сплавам, упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы систем: $Al - Cu - Mg$ — дуралюмины (Д1, Д16, Д18, Д19); $Al - Mg - Si - Cu$ — ковочные сплавы (АК6, АК8); $Al - Zn - Mg - Cu$ — высокопрочные сплавы (В95, ВД17); $Al - Cu - Mg - Fe - Ni$ — жаропрочные сплавы (АК6, АКЦ4-1).

Дуралюмины (система Al — Cu — Mg) отличаются хорошим сочетанием прочности и пластичности. Из диаграммы состояния (рис. 6.6, а) видно, что медь с алюминием образует твердый раствор (при эвтектической температуре максимальная концентрация меди — 5,65%). С понижением температуры растворимость меди уменьшается (до 0,1% при 20 °С). Из твердого раствора при понижении температуры выделяется θ -фаза (CuAl_2), содержащая 54,1% Cu (объемно-центрированная тетрагональная кристаллическая решетка, твердость 530 HV). В сплавах, дополнительно легированных магнием, образуется еще одна S -фаза (CuMgAl_2) с ромбической кристаллической решеткой (564 HV). Чем больше меди содержится в сплаве (рис. 6.6, б), тем большее количество θ -фазы будет в его структуре (сплав Д1). Увеличение содержания магния приводит к росту количества S -фазы и к повышению прочности сплава (сплав Д16, Д18).

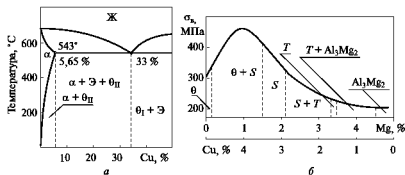


Рис. 6.6. Дуралюмины:

а — диаграмма состояния системы Al — Cu — Mg; б — зависимость прочности дуралюминов от соотношения меди и магния при их постоянном суммарном содержании 5%: θ - S - T -фазы

Термическая обработка сплавов заключается в закалке (нагрев сплава Д1 до 500...510 °С, сплавов Д16 и Д18 до 495...505 °С; охлаждение в воде при 40 °С) и старении.

После закалки структура сплава состоит из пересыщенного твердого раствора и нерастворимых фаз, образуемых примесями.

Дуралюмины применяют для изготовления лопастей воздушных винтов, силовых элементов конструкций самолетов, кузовов автомобилей (Д1, Д16), для деталей, работающих при нагреве до 200...250 °С (Д19, ВД17).

Ковочные сплавы (система Al — Mg — Si — Cu) обладают хорошей пластичностью. По химическому составу сплавы близки к дуралюминам, отличаясь от них более высоким содержанием кремния. Поэтому в их структуре вместо *S*-фазы присутствуют кремнийсодержащие фазы: четвертая фаза (Al, Cu, Mg, Si) и β -фаза (Mg_2Si). Пластическое деформирование сплавов ведут при температуре 450...475 °С.

Сплавы с пониженным содержанием меди (АК6) имеют хорошую технологическую пластичность, но низкую прочность. Их применяют для изготовления средненагруженных деталей (крыльчатки, фитинги, качалки, крепежные детали). Сплавы с повышенным содержанием меди (АК8) более прочны, но имеют пониженную пластичность. Их применяют для высоконагруженных деталей несложной формы (пояса лонжеронов, рамы).

Сплав АКЦ-1 используется для изготовления деталей реактивных двигателей (крыльчатки насосов, колеса, компрессоры, диски, лопатки).

Высокопрочные сплавы (система Al — Zn — Mg — Cu) отличаются высоким временным сопротивлением (600...700 МПа), но при этом не являются жаропрочными. Максимальная рабочая температура изделий из этих сплавов при длительной эксплуатации не может превышать 100...120 °С. Сплавы применяются для высоконагруженных конструкций, работающих в основном в условиях напряжений сжатия (детали обшивки, лонжероны самолетов и другие детали).

Литейные алюминиевые сплавы

Для изготовления фасонных деталей применяют литейные алюминиевые сплавы, которые имеют низкую плотность и высокую удельную прочность. Эти сплавы обладают хорошей жидкотекучестью, небольшой усадкой. Сложнолегированные сплавы обычно подвергают термической обработке, после которой они приобретают высокую прочность ($\sigma_s = 250...300$ МПа).

Основными легирующими элементами литейных алюминиевых сплавов являются кремний, медь, марганец, цинк. Марганец, никель и хром в небольших количествах (0,5...3,5%) добавляют в некоторые сплавы для повышения коррозионной стойкости и жаропрочности.

В соответствии с ГОСТ 1583—93 сплавы разбиты на пять групп:

- на основе системы Al — Si — Mg;
- на основе системы Al — Si — Cu;
- на основе системы Al — Cu;
- на основе системы Al — Mg;
- на основе системы алюминий — прочие компоненты.

По назначению алюминиевые конструкционные литейные сплавы можно условно разбить на герметичные, жаропрочные и коррозионно-стойкие.

Конструкционные герметичные сплавы АЛ2, АЛ4, АЛ9, АЛ34 (силумины) готовятся на основе систем Al — Si или Al — Si — Mg и отличаются высокими литейными свойствами и герметичностью изготовленных из них отливок. Двойные сплавы Al — Si (АЛ2) не упрочняются термической обработкой, но модифицирование этого сплава небольшими количествами магния или церия значительно повышает механические свойства. Легированные силумины (АЛ4, АЛ9) подвергаются термической обработке, как правило, закалке и старению. Сплавы предназначены для изготовления герметичных емкостей (АЛ2), корпусов компрессоров, картеров двигателей внутреннего сгорания (АЛ4, АЛ9), крупных корпусных деталей (АЛ34), блоков цилиндров (АЛ 32) и других деталей.

Конструкционные жаропрочные алюминиевые сплавы систем Al — Si — Cu — Mg (АЛ33), Al — Cu — Mn (АЛ19) подвергаются термической обработке (закалке и старению). Эти сплавы обладают высокой жаропрочностью (до 250...350 °С) и применяются для изготовления ответственных деталей, работающих в условиях повышенных статических и ударных нагрузок при высоких температурах.

Конструкционные коррозионно-стойкие сплавы на основе систем Al — Mg (АЛ8, АЛ27) и Al — Mg — Zn (АЛ24) обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с другими алюминиевыми сплавами. Недостатком сплавов АЛ8, АЛ27 является их низкая жаропрочность — уровень рабочих температур не должен превышать 60 °С. Эти сплавы применяют для изготовления силовых деталей, работающих при температурах от — 60 до +60 °С в различных климатических условиях, включая воздействие морской воды и тумана.

Добавки цинка в систему Al — Mg (сплав АЛ24) позволили увеличить жаропрочность до 150 °С, при этом сплав сохранил высокую коррозионную стойкость и хорошие литейные свойства.

6.3. Сплавы на основе магния

Магнневые сплавы относятся к специальным сплавам, поэтому для них принята буквенно-номерная маркировка. На первом месте указывают обозначение сплава (МА — магнневые деформируемые; МЛ — магнневые литейные), далее указывают номер сплава. Например, МА 10 — магнневый деформируемый сплав № 10.

Магниевые сплавы обладают высокой удельной прочностью, хорошо поглощают вибрацию, что определило их широкое использование в авиационной технике. Магний не взаимодействует с ураном и обладает низкой способностью поглощать тепловые нейтроны, поэтому магниевые сплавы применяют для изготовления трубчатых тепловыделяющих элементов в ядерных реакторах. Недостатком магниевых сплавов являются: низкий модуль нормальной упругости (до 43 000 МПа), трудность обработки давлением и плохие литейные свойства.

Чаще всего магний легируют марганцем (до 2,5%), алюминием (до 10%), цинком (до 5...6%) и цирконием (до 1,5%).

Марганец с магнием образует α -твердый раствор (рис. 6.7, а).

При снижении температуры растворимость марганца в магнии понижается и из α -твердого раствора выделяется β -фаза. Марганец не улучшает механические свойства, но повышает сопротивление коррозии и свариваемость сплавов.

Алюминий (рис. 6.7, б) и цинк (рис. 6.7, в) в количестве до 6...7% образуют с магнием твердые растворы и соединения Mg_4Al_3 и $MgZn_2$ и повышают механические свойства сплавов.

При введении в сплавы циркония измельчается зерно, улучшаются механические свойства и сопротивление коррозии. Редкоземельные металлы и торий повышают жаропрочность сплавов. Бериллий (0,02 ...0,05%) уменьшает окисляемость магния при плавке, литье и термической обработке.

Малая плотность магниевых сплавов в сочетании с высокой удельной прочностью и рядом физико-химических свойств делает их ценными для применения в различных областях машиностроения: автомобильной, приборостроении, самолетостроении, космической, радиотехнике и других областях.

Промышленные магниевые сплавы делятся на литейные (обозначение — МЛ и номер сплава) для получения деталей методом фасонного литья и деформируемые (обозначение — МА и номер сплава) для получения изделий методом пластической деформации.

Деформируемые магниевые сплавы

Сплавы при низких температурах малопластичны. При нагреве до 200...300 °С пластичность возрастает, поэтому пластическое деформирование сплавов ведут при повышенных температурах (прессование — при 300...480 °С; прокатка: начало процесса 340...440 °С, конец процесса при 225...250 °С; штамповка при 480...280 °С).

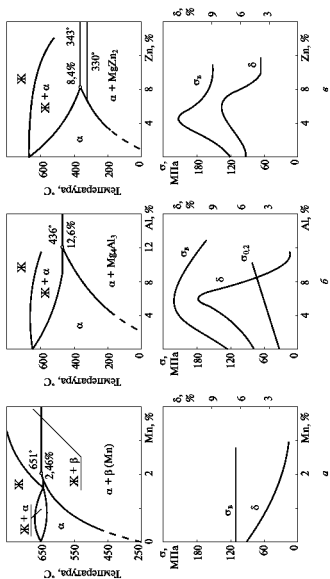


Рис. 6.7. Диаграммы состояний и влияние леггируемых элементов на механические свойства сплавов:
 α — Mg — Mn; β — Mg — Al; σ — Mg — Zn

Наибольшей прочностью обладают сплавы систем Mg — Al и Mg — Zn.

Сплавы системы Mg — Al содержат 0,2...1,5% Zn (МА5). Повышение концентрации алюминия и цинка в сплавах приводит к увеличению прочности в результате возрастания твердости раствора и благодаря появлению вторичных фаз Mg_4Al_3 и $Mg_3Zn_3Al_2$. Однако большое количество промежуточных фаз снижает пластичность, поэтому в сплавы не вводят более 10% Al и 6% Zn.

Сплавы с высоким содержанием алюминия, дополнительно легированные серебром и кадмием (МА10), обладают самой высокой удельной прочностью. Повышение прочности объясняется легированием твердого раствора кадмием и серебром и большим количеством упрочняющей фазы Mg_4Al_3 .

Высокопрочные сплавы системы Mg — Zn дополнительно легируют цирконием (МА14), кадмием и редкоземельными металлами (МА15, МА19). Цирконий оказывает рафинирующее и модифицирующее воздействие. Вступая в соединение с водородом, он уменьшает пористость, измельчая структуру, он повышает предел текучести и пластичность. Сплавы, легированные литием с добавками кадмия (МА21) или церия (МА18), относят к сверхлегким (плотность 1,35...1,6 т/м³). Они обладают удовлетворительной пластичностью и высокой прочностью при криогенных температурах.

Литейные магниевые сплавы

Для литейных сплавов характерна грубая крупнозернистая структура и соответственно более низкие, чем у деформируемых сплавов, механические свойства.

Механические и литейные свойства сплавов повышают различными технологическими способами: перегревом и модифицированием расплава, гомогенизацией слитков, повышением степени чистоты сплава.

Наибольшее распространение нашли сплавы системы Mg — Al — Zn (МЛ5, МЛ6). Эти сплавы обладают малой усадкой и удовлетворительной жидкотекучестью. Структура этих сплавов представляет собой зерна твердого раствора 1, по границам которых располагаются неравновесные эвтектические кристаллы интерметаллидной фазы 2 Mg_4Al_3 (рис. 6.8).

В процессе гомогенизации (415...420 °С в течение 12...24 ч) неравновесные фазы почти полностью растворяются и после охлаждения

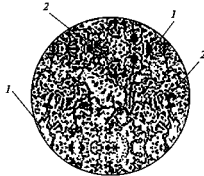


Рис. 6.8. Микроструктура сплава МА5:
1 — зерна твердого раствора; 2 — неравновесные эвтектические кристаллы интерметаллидной фазы (увеличение 200-кратное)

на воздухе остается твердый раствор с остатками нерастворившихся включений.

Более высокими технологическими и механическими свойствами обладают сплавы, легированные цинком и цирконием (МЛ12), дополнительно легированные кадмием (МЛ8) или редкоземельными металлами (МЛ9, МЛ10).

Цирконий измельчает структуру отливок, способствует очистке сплава от вредных примесей, повышает температуру рекристаллизации.

6.4. Титановые сплавы

Наибольшее применение нашли сплавы на основе титана, легированного алюминием, оловом, марганцем, хромом и ванадием.

Маркировка титановых сплавов включает в себя: буквенное обозначение вида сплава (ВТ, ПТ и ОТ) и порядковый номер сплава. Буквенное обозначение отражает наименование организации-разработчика (ВТ означает «ВИАМ титан»; ПТ означает «Прометей титан» — разработчик ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург; ОТ означает «Опытный титан» — сплавы, разработанные совместно с ВИАМом и заводом ВСМПО, г. Верхняя Салда Свердловской области).

Иногда в марку сплава добавляют буквы: У — улучшенный, М — модифицированный, И — специального назначения, Л — литейный сплав, В — сплав, в котором марганец заменен эквивалентным количеством ванадия.

Легирование титана железом, алюминием, марганцем, хромом, оловом, ванадием, кремнием повышает его прочность, но одновременно снижает пластичность и вязкость. Алюминий, цирконий и молибден повышают жаропрочность. Молибден, цирконий, ниобий, тантал и палладий повышают коррозионную стойкость в растворах кислот. Как и в железоуглеродистых сплавах, легирование оказывает влияние на полиморфные превращения титана.

Азот и кислород повышают температуру полиморфных превращений $\alpha \leftrightarrow \beta$ и расширяют область α -фазы (рис. 6.9, а). Эти элементы называют α -стабилизаторами.

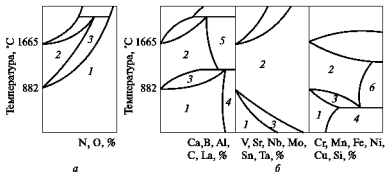


Рис. 6.9. Схемы диаграмм состояния титановых сплавов:

а — с элементами, повышающими температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (α — стабилизаторы); б — с элементами, понижающими температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (β -стабилизаторы); 1 — α ; 2 — β ; 3 — $\alpha + \beta$; 4 — $\alpha + \gamma$; 5 — $\beta + \gamma$ (Ti_xMe_y); 6 — $\beta + \gamma$

Молибден, ванадий, марганец, железо, хром понижают температуру полиморфных превращений $\alpha \leftrightarrow \beta$ и расширяют область β -фазы (рис. 6.9, б). Эти элементы называют β -стабилизаторами. Некоторые β -стабилизаторы (хром, марганец, железо) образуют с титаном интерметаллические соединения Ti_xMe_y . При охлаждении β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение $\rightarrow \alpha + Ti_xMe_y$. Такие β -стабилизаторы называют эвтектоидными. Эвтектоидное превращение протекает медленно, после обычных скоростей охлаждения сплав состоит только из фаз α и β , фаза $\alpha +$ эвтектоид ($\alpha + Ti_xMe_y$) не успевает появиться.

В соответствии со структурой различают: α -сплавы, со структурой — твердый раствор легирующих элементов в α -титане (основной легирующий элемент алюминий, возможно наличие нейтральных элементов — олова и циркония и небольшое количество

β -стабилизаторов — марганца, железа, хрома, молибдена); β -сплавы, состоящие из α - и β -стабилизаторов — марганца, железа, хрома и др.

Титановые сплавы подвергают отжигу, закалке и старению, ХТО, термоводородной обработке.

Отжиг проводят после холодной деформации для снятия наклепа. Температура отжига должна быть выше температуры рекристаллизации, но ниже границы $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода (не допустить рост зерна). Отжиг титана проводят при температуре 400...600 °С с выдержкой от 15 мин до 3 ч. Для сплавов со структурой β -отжиг позволяет стабилизировать β -фазу, так как эвтектоидный распад вызывает охрупчивание сплава.

Для $\alpha + \beta$ -сплавов применяют комбинированный (двойной) отжиг: нагрев $\alpha + \beta$ -области до 950...1000 °С для частичной перекристаллизации, быстрое охлаждение (при обычном охлаждении быстро растет β -фаза, при быстром охлаждении β -фаза не успевает вырасти, но получаем побочное явление — внутрифазовый наклеп в результате мартенситного превращения β -фазы), нагрев выше температуры рекристаллизации (800 °С) используют для снятия наклепа.

Закалку и старение применяют только к сплавам с $(\alpha + \beta)$ -структурой. При закалке нагревают сплав до β -области и охлаждают его в воде. Для избежания интенсивного роста зерна у некоторых сплавов закалку ведут из $(\alpha + \beta)$ -области. При этом увеличивается степень легированности β -фазы и прочность сплавов при повышенных температурах.

В сплавах с содержанием легирующих элементов менее критической концентрации превращение идет по мартенситному механизму. В результате образуется мартенсит-фаза игольчатого строения, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в Ti_α (рис. 6.10, а).

Такая фаза обозначается α' или α'' при большой степени легирования. Фаза α' обладает более высокой твердостью и прочностью, чем стабильная α -фаза. Элементы, наиболее часто применяемые для легирования титана, имеют следующие значения критической концентрации (в %): ванадий — 15, молибден — 11, марганец — 8, хром — 6, железо — 4.

При старении из α' -фазы выделяется β -фаза различной дисперсности, вызывающая уменьшение твердости, или интерметаллидная фаза (например $TiCr_2$), способствующая охрупчиванию сплава. На микрофотографии (рис. 6.10, б) видны пограничные выделения избыточной α -фазы в роли матрицы с включениями темной β -фазы в форме зерен, внутри которых, в свою очередь, светлые пластины (иглы) α' -фазы.

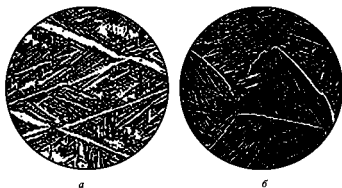


Рис. 6.10. Микроструктура титанового сплава:

a — после закалки; *b* — после закалки и старения (увеличение 200-кратное)

В качестве *ХТО титановых* сплавов частот применяют азотирование, которое позволяет повысить поверхностную твердость, износостойкость, жаропрочность и жаростойкость сплава.

Азотируют сплавы при температуре 850...950 °С в течение 10...50 ч. При этом на поверхности образуется тонкий слой нитрида титана и обогащенный азотом α -твердый раствор. Для уменьшения хрупкого нитридного слоя необходимо проводить вакуумный отжиг при 800...900 °С.

Для повышения жаростойкости титановые сплавы подвергают силицированию.

Термоводородная обработка (ТВО) титановых сплавов — сочетание обратимого легирования водородом с термическим воздействием на наводороженный сплав.

В основе ТВО титановых сплавов лежит особенность взаимодействия водорода с фазами титановых сплавов при термическом воздействии.

Водород легко поглощается титановыми сплавами при относительно низких температурах. Во избежание интенсивного роста зерна температура наводороживающего отжига должна быть ниже температуры фазового превращения $(\alpha + \beta) \leftrightarrow \beta$ на 50 °С.

В зависимости от содержания в сплаве β -стабилизаторов концентрация водорода после насыщения лежит в пределах от 0,01 до 0,9%. Для обеспечения безопасного уровня водорода (0,006...0,009%) после получения желательной структуры необходимо провести вакуумный отжиг. Водород при этой обработке выступает в роли «временного» легирующего элемента.

ТВО адекватна переводу титанового сплава в класс более легированных β -стабилизаторами сплавов. Например, крупнопластинчатую структуру сплава VT5 можно преобразовать в мелкодисперсную, что повысит прочность сплава.

Промышленные титановые сплавы

По сравнению с техническим титаном сплавы имеют лучшую пластичность, более высокую жаростойкость и прочность при повышенных температурах.

В соответствии с технологией изготовления титановые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные, которые, в свою очередь, делятся на упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой. По механическим свойствам сплавы подразделяются на сплавы: нормальной прочности; высокопрочные; жаропрочные; повышенной пластичности.

К *деформируемым сплавам* с α -структурой относятся сплав титана с алюминием VT5 и сплавы дополнительно легированные оловом или марганцем. Сплавы характеризуются средней прочностью при 20 °С, высокими механическими свойствами при криогенных и повышенных (450...500 °С) температурах. Они имеют высокую термическую стабильность свойств и обладают хорошей обрабатываемостью давлением в горячем состоянии и сваркой. Сплавы, дополнительно легированные оловом (VT5-1), более технологичны, но это самые дорогие из α -сплавов. Сплавы с низким содержанием алюминия (2...3%), дополнительно легированные марганцем (OT4, OT4-1), свариваются всеми видами сварки, хорошо обрабатываются давлением как в горячем, так и в холодном состоянии (при изготовлении сложных поковок их нагревают до 500...700 °С). Сплавы с высоким содержанием алюминия (7...8%), легированные цирконием, молибденом, ванадием (VT20), обладают наибольшей температуростойкостью, но для обработки давлением требуют подогрева до 600...800 °С.

Наилучшим сочетанием технологических и механических свойств обладают сплавы с ($\alpha + \beta$)-структурой. Сплавы легируют алюминием и β -стабилизаторами. Сплавы упрочняются с помощью термической обработки (закалка и старение). По структуре, полученной после закалки, различают мартенситный и переходный классы сплавов.

Сплавы мартенситного класса менее легированы, в равновесном состоянии содержат 5...25% β -фазы. После закалки они имеют структуру мартенсита α' . К этому классу относятся сплавы титана с алюми-

нием и ванадием (ВТ6), дополнительно легированные молибденом (ВТ14, ВТ16) или кремнием (ВТ8).

Сплавы переходного класса имеют более высокое легирование, а следовательно, больше β -фазы после отжига (например, структура сплава ВТ22 — 50%). Наличие большого количества этой фазы обеспечивает сплавам более высокую прочность, а следовательно, и возможность использования как в отожженном, так и в закаленном состоянии.

Наибольшее распространение в промышленности получил высоколегированный в основном β -стабилизаторами сплав ВТ15. Сплав отличается высокой удельной прочностью, низкой склонностью к водородной хрупкости, но чувствителен к примесям (кислород и углерод снижают пластичность и вязкость).

К *литейным сплавам* относятся сплавы марок ВТ1Л, ВТ5Л, ВТ6Л, ВТ3-1Л, ВТ9Л, ВТ14Л, ВТ20Л, ВТ21Л.

Сплавы имеют небольшой температурный интервал кристаллизации, обеспечивающий хорошую жидкотекучесть и плотность отливки, небольшую линейную усадку (1%). Литейные сплавы активно взаимодействуют с формовочными материалами, поэтому для получения крупных отливок (300...500 кг) используют стальные или чугунные формы. Упрочняющая термическая обработка снижает пластичность сплавов, поэтому не проводится.

Перспективным способом повышения механических свойств сплавов является сочетание ТВО с изостатическим прессованием. Такая комбинированная обработка позволяет более чем в 2 раза снизить пористость отливки, на 15...20% повысить прочностные характеристики, на 65...80% повысить предел усталости.

Титановые сплавы с памятью формы

Эффект памяти формы — способность сплава восстанавливать свою форму после снятия деформации.

Основу сплавов составляет никелид титана TiNi (температура плавления 1250...1310 °С, плотность 6,44 т/м³, σ_n 735...970 МПа, $\sigma_{0,2}$ 127...333 МПа, δ 7...25%)

Эффектом памяти формы обладают сплавы, способные к прямому и обратному мартенситному превращению. При деформировании никелид титана происходит прямое мартенситное превращение (M_n 60 °С), т.е. сложная упорядоченная решетка TiNi преобразуется в триклинную решетку мартенсита. Приданная образцу (детали) в этом

состоянии новая форма исчезает при нагреве до температуры, превышающей температуру мартенситного превращения (до 100...120 °С), за счет обратного мартенситного превращения.

Сплавы с памятью формы применяют: в космической технике (самораскрывающиеся на орбите антенны, самосрабатывающие муфты); при установке самозаклепывающихся заклепок в труднодоступных местах конструкций; для изделий, многократно меняющих форму при нагреве и охлаждении.

Применение титановых сплавов

В ракетостроении сплавы применяют при изготовлении деталей твердотопливных и жидкостных ракетных двигателей, обшивки, корпуса пороховых двигателей, трубчатых конструкций стыковых отсеков, агрегатов различного назначения, в частности, газовых баллонов высокого давления, деталей крепления и др.

В самолетостроении из титановых сплавов (ОТ4, ВТ6, ВТ22) изготавливают обшивку, силовой набор, детали крепления, шасси, детали механизмов управления заслонками крыла, пилоны, гидроцилиндры, различные агрегаты и др. В вертолетостроении сплавы ВТ6, ВТ5-1, ВТ22 используют для изготовления деталей системы несущего винта и привода, системы управления, втулок несущего винта, втулок хвостового винта, цапф, скоб, корпусов осевых шарниров, наконечников лопастей.

В двигателестроении сплавы применяют для изготовления деталей газотурбинных (турбовентиляторных) двигателей: узлов вентилятора и компрессора, т.е. дисков, лопаток, направляющих аппаратов, промежуточных колец, корпуса двигателя, различных корпусных деталей, воздухозаборника и др.

В судостроении титановые сплавы ПТ-7М, ПТ-3В используют в основном как коррозионно-стойкий материал в морской среде. Из них изготавливают обшивку судов, гребные винты, теплообменники и другую судовую аппаратуру.

В отечественном машиностроении титановые сплавы применяют главным образом в химическом, тяжелом, энергетическом и транспортном машиностроении, машиностроении для легкой, пищевой промышленности и в бытовых приборах.

Титановые сплавы применяются для изготовления таких деталей, как шатуны, впускные и выпускные клапаны, коромысла клапанов и глушителей.

Наиболее целесообразно использовать титановые сплавы для высоконагруженных деталей; для несущей конструкции автомобилей рекомендованы сплавы средней прочности, для ходовой части — сплавы средней прочности и высокопрочные, для деталей двигателя — сплавы средней прочности и жаропрочные.

В *медицине* используют биологическую совместимость титана с биологической тканью. Сочетание высокой удельной прочности отличной совместимости титана и его сплавов (BT6 и BT14) с тканями человеческого организма делает их наиболее перспективным материалом для изготовления протезов (замена костей), имплантатов, зубных металлокерамических коронок и каркасов мостовидных протезов, базисов съемных зубных протезов.

6.5. Сплавы на основе бериллия

Основным легирующим элементом для бериллия является алюминий. При 20 °С бериллий практически не растворим в алюминии. Поэтому эвтектика, образующаяся при концентрации 2,5% Be, состоит из почти чистого алюминия с незначительным количеством вкрапленный Be.

В промышленности применяют сплавы, в состав которых входит 5...80% Be. В неравновесных условиях кристаллизации эвтектический бериллий формируется на дендритах первичного бериллия как на готовой подложке. Структура сплавов состоит из матрицы 2 (мягкая пластичная фаза практически чистого алюминия) и включений частиц хрупкого и твердого бериллия 1 (рис. 6.11).

Легиrowание двойных сплавов элементами, растворимыми в бериллиевой фазе, ухудшает свойства сплава, а элементами, растворимыми в алюминии, улучшает.

Наиболее благоприятно легиrowание магнием (в пределах его растворимости в алюминии). Однако эффект упрочнения при одновременном повышении пластичности наблюдается у сплавов с небольшой концентрацией бериллия.

При концентрации бериллия более 70% резко уменьшается пластичность. Легиrowание 5% магния к сплавам с низкой концентрацией бериллия (до 30%) увеличивает предел прочности более чем в 2 раза, а относительное удлинение увеличивается на 30...40%.

Легиrowание бериллия элементами, расширяющими температурную область существования пластичной модификации Be_{β} (Ni, Co,

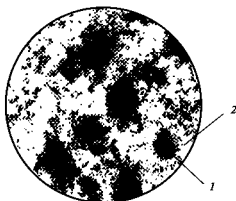


Рис. 6.11. Микроструктура бериллиевого сплава;
1 — частицы бериллия; 2 — матрица (увеличение 200-кратное)

Cu), увеличивает температурный диапазон горячей обработки давлением. Эти элементы оказывают упрочняющее воздействие и снижают пластичность при 20 °С.

Никель (до 0,5%) и кальций (до 1%) увеличивают прочность при повышенных температурах. Значительно большее увеличение прочности можно получить за счет порошковой технологии (порошковый бериллий с содержанием оксида бериллия BeO до 4%).

Бериллиды (интерметаллидные соединения бериллия с переходными металлами — Ta, Nb, Zr) обладают высокой прочностью при температурах до 1000 °С и низкой плотности (2,7...5,0 т/м³), однако они имеют низкую ударную вязкость. Из бериллидов изготавливают мелкие несложные по форме детали методами порошковой металлургии.

Для повышения жаропрочных свойств бериллия используется сложное последовательное легирование.

На первом этапе выбирают оптимальный состав двойного сплава. Далее выбранный двойной сплав легируют титаном, образующим высокопрочные интерметаллиды TiBe_{12} .

Например, на основе двойного сплава Be — Ni разработан сплав ВБД-1 (при изготовлении из порошкового бериллия — ВБД-1-П) со следующим химическим составом: Ni — 7,5...8,5%; Ti — 0,8...1,2%; остальное — Be.

Сплав применяют в ракетостроении: фермы переходных отсеков и выносных приборов, кронштейны крепления солнечных батарей, детали отсеков и контейнеров (элементы обшивки, панели, каркасы, шпангоуты).

Новые деформируемые бериллиевые сплавы (АБМ-1 и АБМ-40-3) обладают плотностью 2,2...2,35 т/м³; модулем упругости 140...180 ГПа; теплопроводностью 121...138 Вт/м·град. Область применения сплавов: гироскопы (рамы подвеса, блоки чувствительных элементов, корпуса); орбитальные телескопы (многоэлементные корпуса телескопов, детали подвеса телескопов, опытные корпуса зеркал; детали космических аппаратов (антенны наведения, рамы подвеса); компьютерная техника (отливки деталей позиционеров блока памяти на жестких дисках).

Контрольные вопросы

1. Как маркируют литейные латуни и бронзы?
2. Как маркируют деформируемые латуни и бронзы?
3. Назовите область применения медно-никелевых сплавов.
4. Как маркируют алюминиевые сплавы?
5. Назовите области применения магниевых сплавов?
6. Что дает легирование титана железом, алюминием, марганцем?
7. Как проводят закалку и старение титановых сплавов?
8. В каких областях техники применяют титановые сплавы?
9. В каких областях техники применяют бериллиевые сплавы?

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

К неметаллическим материалам относятся полимерные материалы и пластмассы, резины, клеи и герметики, лакокрасочные материалы, прокладочные материалы, стекло, волокнистые (древесные) материалы.

7.1. Полимерные материалы и пластмассы

Общая характеристика полимерных материалов (полимеров)

Полимеры — высокомолекулярные вещества, макромолекулы которых состоят из многочисленных звеньев (мономеров) одинаковой структуры. Их молекулярная масса составляет $10^5 \dots 10^7$. Следовательно, свойства полимера определяются не только его химическим составом, но и строением, и взаимным расположением молекул. Своеобразие свойств полимеров обусловлено структурой их макромолекул. По форме макромолекул различают полимеры линейные, разветвленные, плоские ленточные, плоские сетчатые, слоистые и пространственные (рис. 7.1).

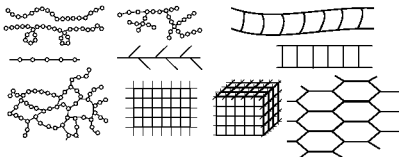


Рис. 7.1. Форма макромолекул

Гибкие длинные линейные макромолекулы обладают высокой прочностью вдоль цепи и слабыми молекулярными связями, что обеспечивает их эластичность, способность размягчаться при нагреве и затвердевать при охлаждении (полиэтилен, полиамид). Разветвленные молекулы отличаются наличием боковых ответвлений, что препятствует их плотной упаковке (полиизобутилен). Плоские ленточные молекулы состоят из двух цепей, соединенных химическими связями. Они обладают повышенной теплостойкостью и большей жесткостью. Пространственные молекулы образуются при соединении молекул между собой прочными химическими связями. Образуется сетчатая структура с различной густотой сетки. Молекулы с редкой сеткой (сетчатые) теряют способность растворяться и плавиться, но обладают упругостью (мягкие резины). Густосетчатые молекулы (пространственные) отличаются твердостью и большой теплостойкостью. Эти полимеры лежат в основе конструкционных неметаллических материалов.

Аморфные полимеры строятся из цепных молекул и собраны в пачки. Пачки являются структурными элементами и могут перемещаться относительно соседних элементов. Некоторые аморфные полимеры состоят из цепных молекул, свернутых в клубки (глобулы). Такая структура дает низкие механические свойства (хрупкое разрушение по границам глобул). При повышении температуры глобулы могут разворачиваться, что повышает механические свойства.

Квазикристаллические полимеры (квази — как бы) образуются только из достаточно гибких макромолекул с регулярной структурой. В этом случае возможно образование пространственных решеток внутри пачки. Гибкие пачки складываются в ленты, многократно поворачиваются на 180°C и образуют пластины (рис. 7.2, а). Пластины, наслаиваясь друг на друга, образуют правильные кристаллы. При затруднении наслаивания образуются сферолиты (рис. 7.2, б), состоящие из лучей, с чередованием кристаллических и аморфных зон. Кристаллические участки состоят из микрофибрилл (рис. 7.2, в).



Рис. 7.2. Структура квазикристаллических полимеров: а — пластина; б — сферолит; в — микрофибрилла

По отношению к нагреву полимеры подразделяются на термопластичные и термореактивные.

Термопластичные полимеры имеют линейную или разветвленную структуру молекул. При нагреве они размягчаются, могут плавиться, при охлаждении затвердевают. Этот процесс обратим.

Термореактивные полимеры в начальной стадии образования имеют линейную структуру. При нагреве они размягчаются. Далее образуется пространственная структура, полимер получает термостабильное твердое состояние.

Особенности строения полимеров определяют их свойства. Высокая молекулярная масса приводит к невозможности перехода в газообразное состояние или образованию низковязких жидкостей. Термостабильные полимеры не размягчаются. Полимеры могут находиться в трех стабильных состояниях: стеклообразном, высокоэластичном и вязкотекучем.

Стеклообразное — твердое аморфное состояние, где нет движения звеньев и перемещения макромолекул. *Высокоэластичное* состояние характеризуется способностью материала к большим обратимым изменениям формы под действием незначительных нагрузок. *Вязкотекучее* состояние напоминает жидкое состояние с большой вязкостью.

Полимеры стареют (самопроизвольно и необратимо изменяются их важнейшие механические свойства) под воздействием света, кислорода (озона), влажности, теплоты, длительного хранения. Процессы старения ускоряются под воздействием механических напряжений. Сущность старения заключена в сложной цепной реакции с образованием свободных радикалов (реже ионов), сопровождаемой деструктуризацией. Наиболее устойчивы к воздействию высоких атмосферных температур и влаги полиэтилен, политетрафторэтилен, полиамидные волокна. Для замедления старения в полимеры добавляют стабилизаторы (органические вещества, антиоксиданты). Например, срок службы полиэтилена, стабилизированного сажей, увеличивается до 5 лет, поливинилхлорид имеет срок службы до 25 лет.

Общая характеристика пластмасс

Пластмассы — многокомпонентные искусственные материалы, изготовленные на основе полимеров.

Простые пластмассы — это полимеры без добавок (полиэтилен, фторопласты, органическое стекло). *Сложные пластмассы* — это смеси

полимеров (связки) с различными добавками (наполнители, стабилизаторы, пластификаторы и т.д.)

В качестве **связки** используют синтетические смолы, эфиры, целлюлозу

Наполнитель — это органические или неорганические вещества в виде порошков (древесная мука, сажа, слюда, оксид кремния или титана, тальк, графит), волокон (хлопчатобумажные, стеклянные, полимерные, асбестовые), листов (бумага, ткань, древесный шпон). Наполнители добавляют в количестве от 40 до 70% для повышения механических свойств, снижения расхода дорогостоящей связки, улучшения потребительских свойств пластмассы.

Для повышения эластичности и облегчения обработки в пластмассу добавляют **пластификаторы** (олеиновая кислота, стеарин, дибутилфторат). Пластификаторы уменьшают межмолекулярное взаимодействие и должны быть хорошо совместимы со связкой.

Стабилизаторы сохраняют структуру макромолекул и стабилизируют свойства пластмассы. Под воздействием внешней среды (влажность, газовая атмосфера, солнечная радиация) происходит разрыв макромолекул или разрыв поперечных связей макромолекул (старение пластмассы). Добавка стабилизаторов замедляет старение. Стабилизаторами могут служить различные органические вещества.

Специальные добавки — смазочные материалы, красители, антистатики, добавки для уменьшения горючести, защиты от плесени и другие служат для повышения потребительских свойств пластмассы.

Отвердители добавляют в термореактивные пластмассы для отверждения. Отвердитель встраивается в общую молекулярную сетку полимера с образованием поперечных связей. В качестве отвердителей используют органические перекиси, серу и другие вещества.

Основой классификации пластмасс служит химический состав связки (основного полимера). В зависимости от вида связки различают пластмассы фенолоформальдегидные (фенопласты), эпоксидные, полиамидные, полиуретановые, стирольные, фторопласты и др.

По характеру связки различают термопластичные и термореактивные пластмассы.

Термопластичные пластмассы (термопласты) — пластмассы, которые после формирования изделия сохраняют способность к повторной переработке. *Термореактивные пластмассы* (реактопласты) — пластмассы, переработка которых в изделие сопровождается необратимой химической реакцией, приводящей к образованию неплавкого и нерастворимого материала.

По виду наполнителя различают пластмассы:

- порошковые (карболиты) — с наполнителем в виде древесной муки, графита, талька и пр.;
- волокнистые — с наполнителем из очесов хлопка и льна (волокниты), стеклянных нитей (стекловолокниты), асбеста (асбоволокниты);
- слоистые — с листовым наполнителем: бумажные листы (гетинакс); хлопчатобумажные ткани, стеклоткани, асбестовые ткани (текстолит, стеклотекстолит, асботекстолит);
- газонаполненные — с воздушным наполнителем (пенопласты, поропласты).

Особенностями пластмасс являются малая плотность, низкая теплопроводность, большое тепловое расширение, хорошие электроизоляционные свойства, высокая химическая стойкость, хорошие технологические свойства.

Термопластичные пластмассы

Под нагрузкой полимеры ведут себя как вязкоупругие вещества, их деформация складывается из трех составляющих: упругой, высокоэластичной и вязкого деформационного течения.

Вязкие аморфные термопласты при растяжении сильно вытягиваются. При разрыве остаточная деформация составляет десятки и сотни процентов. Эта вынужденная высокоэластичная деформация возникает в результате вытягивания скрученных макромолекул под действием нагрузки.

Для снижения вязкости в термопласты вводят наполнители, уменьшают содержание пластификаторов. При температурах ниже 20 ... 25 °С прочность термопластов повышается при одновременном снижении вязкости. При отрицательных температурах возможно их хрупкое разрушение. Для предупреждения этого в термопласты добавляют пластификаторы, синтетические каучуки.

Модуль упругости термопластов в 10...100 раз меньше, чем у металлов и сплавов. Наибольший модуль упругости имеют полистирол (3,5 ГПа) и органическое стекло (3,3 ГПа), наименьший — полиэтилен (1,8 ГПа). Прочность термопластов лежит в пределах 10...100 МПа. Термопласты хорошо сопротивляются усталости ($\sigma_{-1} = 0,2...0,3 \sigma_n$). Однако при переменных нагрузках с частотой более 20 Гц пластмассы поглощают энергию. Разогреваются и разрушаются значительно быстрее.

Наиболее применяемые в отечественной промышленности термопласты на основе следующих матриц:

- полиформальдегидной (возможно с наполнителем из стеклянного волокна до 30%);
- поликарбонатной (возможно с наполнителем из стеклянного волокна до 30% или углеводородного волокна до 40%);
- полифиниленоксидной (возможно с наполнителем из полистирола до 10% или стеклянного волокна до 30%);
- полиимидной (возможно с наполнителем из углеводородного волокна до 40%);
- полиамидной (возможно с наполнителем из стеклянного волокна до 10...30%).

Термореактивные пластмассы

Реактопласты получают на основе эпоксидных, полиэфирных, полиуретановых, фенолформальдегидных и кремнийорганических полимеров. Пластмассы имеют сетчатую структуру, поэтому при нагреве не плавятся, устойчивы против старения, водо-, масло-, бензостойки. Реактопласты после отверждения имеют низкую ударную вязкость, поэтому требуется применение наполнителей. Важными свойствами реактопластов являются удельная жесткость и удельная прочность. При правильно выбранном наполнителе реактопласты по этим свойствам превосходят многие стали, алюминиевые и титановые сплавы.

Пластмассы с порошковым наполнителем наиболее однородны по свойствам, хорошо прессуются. Их применяют для наиболее сложных по форме изделий. Но они имеют пониженную ударную вязкость.

Волокниты отличаются повышенными прочностью и ударной вязкостью (при использовании стеклянного волокна — до 20...30 кДж/м²). Наполнение асбестовыми волокнами повышает теплостойкость до 200 °С.

Слоистые пластики — самая прочная и универсальная по применению группа реактопластов. По виду наполнителя различают:

- текстолиты (хлопчатобумажная ткань);
- гетинакс (бумага);
- древесно-слоистые (древесный шпон);
- стеклотекстолиты (ткань из стеклянного волокна).

В текстолитах и стеклотекстолитах важен вид плетения полотна. При полотняном плетении (нити основы и утка равномерно переплетены) нет особого различия в прочности вдоль и поперек волокон. При кордовом плетении (нити утка расположены редко и предназначены только для сплетения основы) прочность максимальна вдоль основы.

Методы переработки пластмасс

Методы переработки пластмасс определяются их свойствами. Основными методами являются экструзия, литье, литьевое прессование, вакуумное и пневматическое формование, вальцевание, вспенивание, сварка, горячее напыление, строгание в листы, обработка на станках со снятием стружки.

Экструзия — выдавливание расплава через калиброванное отверстие мундштука. Сечение отверстия определяет поперечную форму изделия. Рабочая зона одношнекового экструдера показана на рис. 7.3.

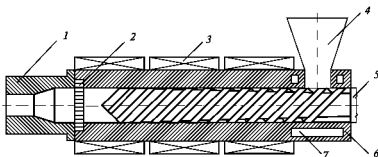


Рис. 7.3. Рабочая зона одношнекового экструдера:

- 1 — формующая головка с адаптером; 2 — решетка с сетками; 3 — нагреватель;
4 — бункер; 5 — червяк (шнек); 6 — цилиндр; 7 — полость для циркуляции воды

Данным методом получают стержни различного профиля, трубы, листы, пленки.

Прессование заключается в формообразовании изделия в закрытой полости (ручье) специального инструмента — штампа (пресс-формы).

Различают горячее и холодное прессование.

При *горячем прессовании* нагретую композицию (гранулы, ткани, пропитанные смолой) помещают в нагретую пресс-форму. При смыкании половинок пресс-формы композиция заполняет всю полость ручья. Изделие выдерживают в пресс-форме до отверждения. Подогрев композиции и пресс-формы проводят токами высокой частоты, паром, перегретой водой. Горячим прессованием перерабатывают композиции на основе фенолоальдегидных смол, аминопласты и армированные полиэфирные пластики. Метод применяют для получения корпусных и мелких деталей.

При *холодном прессовании* композицию не нагревают. Прессование производят при давлении 14...120 МПа. После прессования заготовку нагревают до 80...260 °С. Данным методом перерабатывают асфаль-

топековые пластмассы и композиции на основе фенолоальдегидных смол, а также получают неглубокие корпусные детали.

При *литьевом прессовании* (рис. 7.4) композицию 3 в расплавленном состоянии выдавливают в ручей 5 пресс-формы 4, затем выдерживают до затвердевания. Таким методом изготавливают сложные изделия (наличие ребер, резьбы, выступов, выемок и т.д.) из терморезактивных смол и высоковязких термопластов.

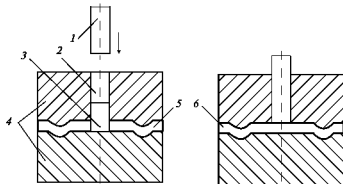


Рис. 7.4. Схема литьевого прессования:
1 — пунжер; 2 — литьевой цилиндр; 3 — нагретая композиция;
4 — пресс-форма; 5 — полость (ручей) формы; 6 — изделие

При *прессовании под давлением* (рис. 7.5.) композицию в расплавленном состоянии выдавливают в ручей пресс-формы, затем выдерживают под давлением до затвердевания. В результате получают более сложные по форме изделия (наличие ребер, резьбы, выступов, выемок и т.п.) из терморезактивных смол и высоковязких термопластов.

Методом штамповки перерабатываются листовые материалы из термопластов (полистирол, полиамиды, фторопласты и т.д.).

Формообразование изделий способом направленной вытяжки производится силовым воздействием на нагретый лист, установленный между пуансоном и матрицей. При формообразовании способом свободной вытяжки пуансон отсутствует, а лист прижимается к матрице или воздействием на наружную сторону листа избыточного давления, или воздействием на внутреннюю сторону листа разряжением.

Вспенивание применяют для получения ячеистых конструкций малой объемной массы. Для вспенивания используют фенолоальдегидные, мочевиноальдегидные смолы, полистирол, поливинилхлорид, ацетат целлюлозы и каучуки. Метод заключается во введении в пластик

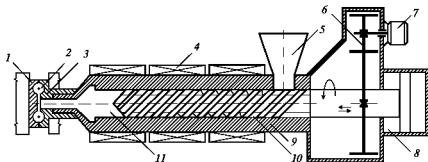


Рис. 7.5. Червячная машина для прессования под давлением:
 1, 3 — литевые формы; 2 — изделие; 4 — обогреватели; 5 — бункер;
 6 — редуктор вращения шнека; 7 — электродвигатель;
 8 — гидроцилиндр перемещения шнека; 9 — корпус;
 10 — нагреваемый материал; 11 — пластифицированный материал

газов (газообразующих наполнителей). Метод применяют для изделий с хорошими тепло-, звуко- и шумоизоляционными свойствами.

При сварке получают неразъемные соединения полимеров из термопластов. Для сварки применяют горячий воздух (250...300 °С). Поверхности зачищают, выравнивают, обезжиривают и прижимают друг к другу под давлением 200...300 КПа. За счет взаимной диффузии происходит переплетение макромолекул. Полимеры часто используют для нанесения покрытий на металл, дерево, бумагу, пластмассу в целях защиты от коррозии, эрозии и для украшений. Возможно нанесение на обрабатываемую поверхность жидкой композиции, которая высыхает при испарении растворителя. Часто покрытия наносят способом горячего расплавления пластика, прошедшего через воздушно-ацетиленовое пламя.

Механическая обработка пластмасс, в основном, применяется для удаления литниковой системы, облоя, заусенцев, получения фасок и отверстий.

Рекомендации по применению некоторых пластмасс в машиностроении приведены в табл. 7.1.

Таблица 7.1

Области применения и способы переработки пластмасс

Пластмасса	Применение	Переработка
Полиэтилен низкой плотности ПЭНП (высокого давления)	Пленки, трубы, изделия, работающие при обычных температурах	Литье под давлением, экструзия, пневмо-, вакуумформирование, прессование, спекание, сварка

<i>Окончание</i>		
Пластмасса	Применение	Переработка
Полиэтилен высокой плотности ПЭВП (низкого давления)	Пленки, трубы, антифрикционные и защитные покрытия	Литье под давлением, экструзия, вакуум-формирование, прессование, спекание, сварка
Блок-сополимеры пропилена с этиленом БСПЭ	Трубы, фитинги, корпусные детали, панели	Литье под давлением, экструзия, прессование
Полистирол (АБС-пластики)	Тара, крупногабаритные корпусные детали	Литье под давлением, экструзия, прессование
Полиметилметакрилат ПММА	Остекление кабин, герметики	Литье под давлением, экструзия, прессование, сварка, склеивание
Фторопласты	Детали антифрикционного назначения, прокладочные материалы	Прессование, экструзия, литье под давлением
Полиамиды ПА66, 6, 610, 612, 11, 12	Детали, работающие под нагрузкой, корпуса, гибкие детали	Литье под давлением, экструзия
Полиформальдегид ПФ, СФ	Шестерни, втулки, антифрикционные детали	Литье под давлением, сварка, склеивание

7.2. Резиновые материалы

Резина — (от лат. *resina* — смола) продукт специальной обработки (вулканизации) каучука. От других материалов резина отличается высокой эластичностью (относительное удлинение до 1000%).

Основой любой резины служит каучук натуральный (НК) или синтетический (СК). Для улучшения свойств каучуков в резину вносят специальные добавки.

Вулканизирующие вещества участвуют в образовании пространственно-сетчатой структуры вулканизата. Обычно применяют серу или селен. Ускорители процесса вулканизации: полисульфиды, оксиды свинца или магния.

Противостарители (антиоксиданты) замедляют процесс старения резины. Противостарители химического действия замедляют окис-

ление каучука. Физические противостарители типа парафина и воска образуют на внешней части изделия защитные пленки.

Мягчители (пластификаторы) облегчают переработку резиновой смеси, увеличивают эластичность каучука, повышают морозостойкость резины. Обычно применяют парафин, вазелин, стеариновую кислоту, битумы и др.

Наполнители различаются по воздействию на каучук: инертные (мел, тальк и т.п.) и активные. Инертные наполнители вводят для удешевления резины. Активные наполнители (утлеродистая сажа, оксид цинка) улучшают механические свойства резины.

Регенерат — продукт переработки старых резиновых изделий и отходов резинового производства. Кроме снижения стоимости резины, регенерат снижает склонность резины к старению.

Антипирены снижают воспламеняемость и горючесть резины.

Фунгициды защищают резину от воздействия микроорганизмов, особенно в условиях тропиков.

Дезодоранты подавляют неприятный запах резины.

Красители и пигменты вводят для окраски резины.

Большинство каучуков — неопределенные высокомолекулярные соединения с линейной или слабоветвистой структурой. Наличие в молекулах неопределенных связей позволяет переводить макромолекулы в стабильное состояние. Для этого в местах двойной связи присоединяют двухвалентную серу, получая пространственную сетчатую структуру (вулканизация). В зависимости от вводимой серы получают сетку с разной величиной ячейки. При наличии 1...5% серы получают мелкоячеистую структуру с высокими эластичными свойствами. С увеличением концентрации серы резина становится менее эластичной, повышается ее твердость. При 30...50% серы получают твердый материал (эбонит).

Технология производства изделий из резины состоит из следующих операций:

- смешение каучука с ингредиентами в смесителях или на вальцах, изготовление полуфабрикатов;
- получение препрессов (шприцованных профилей, каландрованных листов, прорезиненных тканей, корда);
- резка и раскрой полуфабрикатов;
- сборка заготовок изделия сложной конструкции или конфигурации с применением специального сборочного оборудования;
- вулканизация изделий в аппаратах периодического (прессы, котлы, автоклавы, форматоры-вулканизаторы и др.) или непрерыв-

ного действия (тоннельные, барабанные и другие вулканизаторы). При этом используется высокая пластичность резиновых смесей, благодаря которой им придают форму будущего изделия, закрепляемую в результате вулканизации. Широко применяют формование в вулканизационном прессе и литье под давлением (формование и вулканизацию изделий совмещают в одной операции).

По назначению различают резины:

- общего назначения — для эксплуатации при температурах 50...160 °С в отсутствии масел, топлива, агрессивных сред;
- теплостойкие — для длительной эксплуатации при температурах 150...200 °С и выше;
- морозостойкие — для эксплуатации при температурах до -60 °С;
- маслобензостойкие — для длительной эксплуатации в контакте с маслами, смазками, топливом, гидравлическими жидкостями;
- стойкие к действию химических агрессивных сред — для длительной эксплуатации в контакте с кислотами, щелочами, окислителями, водяным паром;
- диэлектрические — для работы в условиях высоких напряжений;
- электропроводящие — для токопроводящих покрытий нагревательных элементов, печатных схем;
- магнитные;
- огнестойкие — для изделий, работающих в условиях высокой пожароопасности;
- радиационно-стойкие — для работы под действием рентгеновских лучей и ионизирующего излучения;
- вакуумные — для работы в аппаратах высокого разрежения;
- фрикционные;
- пищевого и медицинского назначения;
- для условий тропического климата — для работы в условиях повышенной влажности и высокой температуры.

7.3. Клеи и герметики

Клеи и герметики относятся к пленкообразующим материалам. Клеи применяют для склеивания различных материалов. Герметики обеспечивают уплотнение и герметизацию швов, стыков и т.д. В состав этих материалов входят:

- пленкообразующие вещества (термореактивные смолы, каучук и т.д.);

- растворители (спирты, бензин и др.);
- пластификаторы для устранения усадочных явлений при склеивании и для повышения эластичности пленки;
- отвердители и катализаторы — для перевода пленкообразующего вещества в термостабильное состояние;
- наполнители для повышения прочности и других характеристик клевого слоя.

Клеевые соединения по сравнению с другими видами соединений позволяют:

- соединять разные материалы в различных сочетаниях;
- повышать стойкость к коррозии;
- стать более технологичными при ремонте изделий;
- соединять тонкие изделия.

Органическая природа многих клеев определяет их низкую длительную теплостойкость (до 350 °С). Клеи на основе кремнийорганических и неорганических полимеров имеют повышенную теплостойкость (до 1000 °С).

Клеи классифицируют по ряду признаков:

- по пленкообразующему веществу — смоляные и резиновые;
- по адгезионным свойствам — универсальные и специальные;
- по отношению к нагреву — обратимые (термопластичные) и необратимые (термостабильные);
- по условиям отверждения — горячего или холодного склеивания;
- по внешнему виду — жидкие, пастообразные и пленочные;
- по назначению — конструкционные силовые и несиловые.

Смоляные клеи изготавливают на основе термореактивных смол, которые отвердевают в присутствии катализатора и отвердителей. Клеи холодного склеивания, как правило, обладают малой прочностью. Клеи горячего склеивания за счет более полного отверждения имеют высокую прочность и теплостойкость.

Рассмотрим основные виды клеев.

Клеи на основе модифицированных фенолформальдегидных смол применяют для склеивания металлических силовых элементов, деталей из стеклопластика и т.д.

Фенолкаучуковые клеи имеют высокую адгезию к металлам, достаточно эластичны и теплостойки, водостойки, обеспечивают прочное соединение при неравномерном отрыве. Выпускают следующие марки клея: ВК-32-200; ВК-3; ВК-4; ВК-13.

Фенолкремнийорганические клеи содержат в качестве наполнителя асбест, алюминиевый порошок. Клеи термо- и водостойки, облада-

ют высокой длительной прочностью. Выпускают марки клея: ВК-18, ВК-18М (теплостойкость до 600 °С).

Клеи на основе эпоксидных смол затвердевают только в присутствии отвердителя (соотношение смола: отвердитель 10 : 1...10 : 3). Они являются силовыми конструкционными клеями, обладают высокой прочностью пленки, хорошей адгезией к металлам, водостойки, масло- и бензостойкие, но имеют низкий предел прочности на изгиб и низкую теплостойкость. При увеличении добавки отвердителя уменьшается время отверждения (от 24 до 1 ч). Для повышения изгибной прочности в композицию добавляют пластификатор и волокнистые наполнители.

К клеям холодного отверждения относят композиции с маркировкой ЭД, а также марки Л-4, ВК-9, КЛН-1, ЭПО. К клеям горячего отверждения относят: ВК-32ЭМ, К-153, ФЛ-4С. Эпоксидно-кремниевые композиции клеев ТКМ-75, Т-73 применяют для приклеивания режущей части инструментов. Клей УП-5-207М обладает высокой влагостойкостью, стоек к смене температур, вибрациям и старению.

Клеи полиуретановые холодного и горячего отверждения. В состав композиций входят полиэферы, полиизоцианаты и цементный наполнитель. При смешивании компонентов происходит химическая реакция, в результате которой клей затвердевает. Клеи обладают универсальной адгезией, хорошей вибростойкостью, прочностью, масло- и бензостойкостью. Выпускают композиции ПУ-2, ВК-5, ВК-11. Эти клеи высокотоксичные.

Клеи на основе кремнийорганических соединений обладают высокой теплостойкостью, масло- и бензостойкостью, не вызывают коррозию черных сплавов. Применяют для склеивания легированных сталей, титановых сплавов, неорганических материалов, стеклопластиков и асбопластиков. Выпускают композиции ВК-2, ВК-8, ВК-15.

Резиновые клеи предназначены для склеивания резины с резиной, резины с металлами или со стеклом. Они представляют собой растворы каучуков или резиновых смесей в органических растворителях. Многие из них требуют горячей вулканизации (140...150 °С). Для увеличения адгезии в состав композиции вводят синтетические смолы (клей 88НП). Для повышения хладостойкости и теплостойкости (от -60 до +300 °С) в композицию вводят кремнийорганические смолы (КТ-15, КТ-30, МАС-1В).

Неорганические клеи — высокотемпературные клеи. Клеи выпускают в виде концентрированных водных растворов, твердых порошков

(после нанесения композиции заготовки нагревают, композиция плавится, потом затвердевает), дисперсных растворов.

Фосфатные клеи — раствор фосфатов с инертным или активным наполнителем. Выпускают композиции АХФС, АФС, АФХС (алюмохромофосфатная связка) — температура отверждения 20...250 °С; σ_n 3...10 МПа; $\tau_{\text{сдвига}}$ 0,9...1,4 МПа; огнеупорность 1000...1800 °С; водо- и кислотостоек. Применяется для склеивания различных металлов. АФС (алюмофосфатная связка, наполнитель — $ZrO_2 + Ti$); $\sigma_{\text{сж}}$ до 250 МПа.

7.4. Лакокрасочные материалы

Лакокрасочные материалы (ЛКМ) применяют для нанесения на наружные поверхности деталей в качестве защитных или декоративных покрытий. Качественные покрытия наносят на предварительно обработанные поверхности (шлифовка поверхности до получения шероховатости не более R_z 0,6...1,2 мкм, удаление с поверхности жировых, масляных и окисных пленок, нанесение на поверхности специальных грунтовок). Различают лакокрасочные материалы прозрачные (лак); кроющие (эмаль) и подготовительные (грунтовка).

Лаки состоят из природной или синтетической основы, пластификаторов и красителей. Эмали выполняются на природной или синтетической основе с добавками пластификаторов, красителей, пленкообразователей, антипенных, диспергирующих, кроющих и других добавок.

Покрытия наносятся кистью, распылением, окунанием и другими способами. В машиностроении применяются ЛКМ на канифольной (КФ), битумной (БТ), глифталевой (ГФ), пентафталевой (ПФ), алкидно-стирольной (МС), эпоксидной (ЭП), алкидно-уретановой (УР), кремнийорганической (КО) и полимерной (ХВ, ХС, АС, ВЛ и др.) основах.

7.5. Прокладочные материалы

Прокладочные материалы применяют для герметизации соединений корпусных или иных деталей (особенно при высоких давлениях и температурах внутри герметизируемой полости), для теплоизоляции и электроизоляции разъемных частей.

В качестве прокладочных материалов используют естественные, синтетические или композиционные материалы.

Естественные материалы — кора пробкового дерева, асбест, войлок и отожженная медь.

Кора пробкового дерева применяется при небольших давлениях и температурах. Основное ее достоинство — масло- и беззастойкость. Но кора пробкового дерева — дефицитный материал, поэтому применение ее ограничено. Чаще применяют пробковую крошку, связанную синтетическим клеящим составом.

Асбест обладает прочностью, эластичностью, диэлектрическими свойствами, устойчив при температуре до 1500 °С.

Войлок — плотный шерстяной материал. Войлочные прокладки предотвращают попадание в соединения посторонних веществ, задерживают смазочные масла, смягчают удары и вибрации, являются хорошим шумоизолятором.

Красную отожженную медь применяют при высоких температурах и давлениях.

Синтетические материалы — масло- и бензостойкая резина, различные пластмассы. Эти материалы обычно хорошие диэлектрики, но имеют низкую морозо- и теплостойкость, малый срок службы. Применяются в неотвественных соединениях или в качестве матрицы композиционных материалов.

Композиционные материалы — целлюлозосодержащие материалы или композиция синтетический материал — упрочнитель.

Целлюлозосодержащие материалы (бумага, плотный картон) применяют в качестве тонких прокладок в узлах, не подвергаемых воздействию влаги. Из бумаги, обработанной хлористым цинком, касторовым маслом и глицерином, получают фибру. Фибра — прочный и долговечный диэлектрик, стойкий к маслу и воде.

Из композиционных материалов чаще всего применяют композиции на основе масло- и бензостойкой резины. В качестве наполнителя используют: распушенный асбест, графитный порошок, стальную фольгу, стальную проволоку или их сочетания. Композиционные прокладочные материалы наиболее универсальны, относительно дешевы, имеют большую долговечность.

7.6. Волокнистые (древесные) материалы

В машиностроении достаточно широко применяются древесные материалы, которые относительно легко поддаются переработке, хорошо сопротивляются раскалыванию, сжатию, изнашиванию. Наиболее широко используют сосну, ель, лиственницу, дуб и березу.

Достоинства сосны: легкость, достаточно высокая прочность, хорошая гнилоустойчивость. Ель обладает меньшей прочностью, меньшей смолистостью, хуже обрабатывается резанием. Береза однородная по строению, прочная, хорошо обрабатываемая и более дешевая древесина. К недостатку березы относится — деформации под влиянием переменной влажности воздуха. Дуб — твердая и прочная древесина, применяется для изготовления ответственных элементов конструкции. Лиственница обладает прочностью на 30% больше, чем сосна, стойкостью к гниению.

К древесным материалам относятся: пиломатериалы (доски, брусья, бруски), фанера, древесные плиты.

Доски выпускаются толщиной 16 мм и более. Различают доски необрезные (после распиливания бревен), полуобрезные (одна из кромок обрезана), обрезные (обрезаны обе кромки).

Брусья — пиломатериалы квадратного или прямоугольного сечения (100×100 мм и более). По числу опиленных сторон различают брусья двух-, трех- и четырехкратные.

Бруски — обрезной пиломатериал толщиной до 100 мм и шириной не более двойной толщины.

Фанера — слоистая клееная древесина, состоящая из трех, пяти и более слоев лущеного березового или соснового шпона, расположенных перпендикулярно друг другу. Фанера легко гнется, не коробится. Фанера выпускается листами толщиной от 1,5 до 18 мм. Размер листа 1220 (2440) × 725 (1525) мм. Слои шпона склеиваются синтетическими смолами. Бакетилизованная фанера имеет повышенную прочность, водостойкость и атмосферостойкость.

Древесные плиты обладают высокой прочностью и формоустойчивостью. Различают плиты столярные, фанерные, древесно-стружечные, древесно-волокнистые.

Столярные плиты получают склеиванием узких реек в щиты. Выполняются из сосны, ели, березы. Выпускаются плиты размерами: 1800 (2500) × 1220 (1525) × 16 (50) мм.

Фанерные плиты отличаются от фанеры большей толщиной (15, 20, 25, 30 и 45 мм).

Древесно-стружечные плиты (ДСП) — композиционный материал. Основа — синтетические смолы, наполнитель — отходы деревообрабатывающих предприятий (стружка). По прочности приближаются к прочности древесины хвойных пород, тяжело режутся, но хорошо склеиваются. Изготавливают ДСП однослойные, трехслойные, покрытые строганым шпоном, с декоративным синтетическим покры-

тием. Маркм ДСП: ПС — плоского прессования, средней плотности; ПТ — плоского прессования, тяжелые; далее в маркировке указывается количество слоев.

Древесно-волоконистые плиты (ДВП) аналогичны ДСП, но наполнитель — древесные или растительные волокна. Обладают большей прочностью. Плиты изготавливают нескольких марок: М — мягкие, ПТ — полутвердые, Т — твердые, СТ — сверхтвердые. ДВП могут выпускаться: с декоративным или водозащитным покрытием; звукопоглощающие.

Контрольные вопросы

1. Что такое полимер?
2. Опишите свойства полимеров с плоскими ленточными молекулами.
3. Назовите конструктивные особенности пластмасс.
4. Зачем нужны пластификаторы и стабилизаторы?
5. Чем термопластичные пластмассы отличаются от термореактивных?
6. Какие изделия получают методами экструзии и прессованием под давлением?
7. Что является основой резины?
8. Что такое регенерат?
9. Что входит в состав клеев и герметиков?
10. Какие клеи обладают высокой теплостойкостью, масло- и бензостойкостью?
11. Какие прокладочные материалы вы знаете?

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Современное машиностроение невозможно представить без применения материалов нового поколения — композиционных и порошковых.

Композиционными называют сложные материалы, в состав которых входят компоненты значительно отличающиеся по своим свойствам и обычно не растворимые друг в друге. Эти компоненты разделены в материале ярко выраженной границей.

Свойства композиционных материалов (КМ) в основном зависят от физико-механических свойств компонентов и от прочности связи между ними.

Основа КМ (матрица) — металл или сплав (КМ с металлической матрицей) или полимер, углеродистые или полимерные материалы (КМ с неметаллической матрицей). Матрица связывает композицию, придает ей форму. От свойств матрицы зависят технологические режимы получения КМ и такие характеристики, как рабочая температура, сопротивление усталостному разрушению, сопротивление воздействию среды, плотность КМ, удельная прочность.

В матрице равномерно распределены остальные компоненты (наполнители или армирующие элементы). Армирующие элементы могут изменить прочностные или иные характеристики КМ.

В последнее время созданы так называемые полиматричные и полиармированные КМ (рис. 8.1).

Полиматричные (рис. 8.1, *а*) — КМ с комбинированными матрицами. **Полиармированные** (рис. 8.1, *б*) — КМ, армированные несколькими разновидностями компонентов. Для этих КМ характерен более обширный перечень полезных свойств. Например, использование двух матриц, алюминия и титана позволяет увеличить прочность КМ в сочетании с его низкой плотностью.

Свойства КМ зависят также от схемы армирования: формы, размеров и характера распределения наполнителя.

По форме наполнителя можно разделить на три основные группы: нуль-мерные или дисперсные (рис. 8.2, *а*), одномерные или волокнистые (рис. 8.2, *б*), многомерные или слоистые (рис. 8.2, *в*).

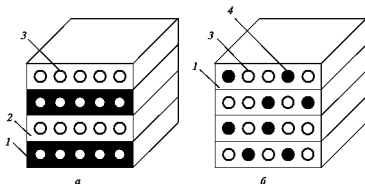


Рис. 8.1. Схемы полиматричного (а) и полиармированного (б) композиционных материалов:

1 — первая матрица; 2 — вторая матрица; 3 — первое волокну-наполнитель; 4 — второе волокну-наполнитель

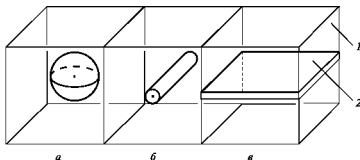


Рис. 8.2. Формы наполнителя:

а — нуль-мерные или дисперсные; б — одномерные или волокнистые; в — многомерные или слоистые; 1 — матрица; 2 — наполнитель

По форме наполнителя КМ подразделяют на дисперсно-упрочненные (с дисперсным наполнителем), волокнистые (с волокнистым наполнителем) и слоистые (со слоистым наполнителем).

По схеме армирования различают КМ с одноосным (линейным), двухосным (плоскостным) и трехосным (объемным) армированием.

Для одноосного армирования применяют дисперсные или волокнистые наполнители. Дисперсные наполнители располагают таким образом, чтобы расстояние между ними по одной оси было значительно меньше, чем по другим осям (содержание наполнителя по объему

равно 1...5% от объема матрицы). Волокнистые наполнители располагают параллельно один другому.

При двухосном армировании также применяют дисперсные или волокнистые наполнители. Дисперсные или волокнистые наполнители размещают в параллельных плоскостях. При этом расстояние между ними в пределах одной плоскости значительно меньше, чем расстояние между плоскостями. Волокнистые наполнители в пределах одной плоскости располагаются параллельно друг другу, а в пределах разных плоскостей — под разными углами.

При объемном армировании используют все виды наполнителей. Это армирование подразумевает отсутствие преимущественного направления в расположении наполнителя. При использовании дисперсных наполнителей расстояние между частицами наполнителя примерно одного порядка. При использовании волокнистых наполнителей волокна располагают в трех и более пересекающихся плоскостях.

8.1. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы

Структура и свойства

Дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУКМ) можно получить на основе практически всех применяемых в технике металлов и сплавов. Наполнителями могут служить дисперсные частицы тугоплавких фаз-оксидов, оксидов, боридов, карбидов (Al_2O_3 , SiO_2 , BN, SiC).

Тугоплавкие соединения отличаются высоким значением модуля упругости, низкой плотностью, пассивностью к взаимодействию с материалом матрицы. Оксиды алюминия и кремния выгодно отличаются от других наполнителей широкой распространенностью в земной коре и невысокой стоимостью.

ДУКМ получают в основном методами порошковой металлургии.

Порошковая металлургия — технология получения металлических порошков и изготовления изделий из них, а также из композиций металлов с неметаллами. В порошковой металлургии изделия производят из порошков с размерами частиц от 0,1 мкм до 0,5 мм путем формования холодным прессованием и последующей высокотемпературной обработкой (спеканием).

Возможно непосредственное внедрение наполнителей в жидкий металл или сплав перед разливкой (жидкофазный метод). При жидкофазном методе необходимым условием получения ДУКМ является хорошая адгезия между жидкой матрицей и твердыми частицами наполнителя.

В ДУКМ матрица является основным материалом, несущим нагрузку. Дисперсные частички (наполнитель) тормозят движение дислокаций в матрице. Кроме того, при сочетании пластической деформации и отжига дисперсные частицы способствуют образованию структуры с большой степенью неравносности зерен. Поэтому частицы препятствуют процессу рекристаллизации.

ДУКМ используют для изготовления деталей, работающих при повышенных температурах и нагрузках (поршневые пальцы, лопатки компрессоров, лопасти вентиляторов и турбин).

ДУКМ на алюминиевой основе

Наиболее широко применяют ДУКМ на основе алюминия — САП (спеченный алюминиевый порошок) или САС (спеченные алюминиевые сплавы).

В САП матрицей является алюминий, наполнителем — мелкие частички окиси алюминия Al_2O_3 (6...18%). С увеличением содержания Al_2O_3 повышается предел прочности на растяжение и уменьшается относительное удлинение.

Материалы типа САП обладают высокой жаропрочностью и превосходят все деформируемые алюминиевые сплавы. Даже при температуре 500 °С их σ_b не менее 60...110 МПа. Жаропрочность объясняется тормозящим действием дисперсных частиц на процесс рекристаллизации.

Сплавы типа САП применяют в авиационной технике для изготовления деталей с высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью, работающих при температурах до 300...500 °С. Из них изготавливают штоки поршней, лопатки компрессоров, оболочки тепловыделяющих элементов и трубы теплообменников.

САС производят из порошков, полученных распылением сплавов заданного состава. Легирование САС (25...30% Si, 5...7% Ni) понижает коэффициент температурного линейного расширения (до $14,5...15,5 \times 10^{-6} K^{-1}$) и повышает модуль упругости (до 100 ГПа).

Высокими механическими характеристиками при повышенных температурах обладают ДУКМ на основе алюминия, упрочненные частицами карбида алюминия Al_4C_3 ($\sigma_b = 450...500$ МПа, $\delta = 4\%$) или карбида кремния SiC.

Жаропрочные ДУКМ

В качестве жаропрочных примеивают ДУКМ с матрицей на основе никеля и наполнителем (2...3%) из двуокиси тория или двуокиси гафния. Обычно матрица этих КМД — γ -раствор Ni + 20% Cr или Ni + 15% Mo, или Ni + 20% (Mo+Cr). Например, состав композиционных материалов: ВДУ-1 (никель, упрочненный двуокисью кремния); ВДУ-2 (никель, упрочненный двуокисью гафния); ВД-3 (матрица — Ni + 20% Cr; упрочнение — окись тория).

Конструкционные порошковые материалы

Конструкционные порошковые материалы (ПМ) изготавливают путем прессования металлических порошков в изделия необходимой формы и размеров с последующим спеканием в вакууме или в защитной атмосфере при температуре $0,75...0,8T_{пл}$.

Различают пористые и компактные ПМ.

Пористые ПМ после окончательной обработки сохраняют 10...30% остаточной пористости.

В основном они используются для изготовления *антифрикционных деталей* (подшипники, вкладыши, втулки) и фильтров. Антифрикционные детали могут работать без дополнительной смазки (за счет «выпотевания» масла или графита, находящегося в порах), легко прирабатываются, выдерживают значительные нагрузки, обладают хорошей износостойкостью. Антифрикционные детали изготавливают их железографита (1...7% графита) или из бронзографита (8...10% Sn и 2...4% графита). Для улучшения прирабатываемости добавляют 0,8...1,0% серы или 3,5...4,0% сульфидов.

ПМ на основе железа и меди используют во *фрикционных изделиях* (тормозные диски, накладки). Фрикционные изделия должны иметь высокий коэффициент трения, высокую прочность, большую износостойкость. Для повышения коэффициента трения в ПМ вводят карбиды кремния, бора, тугоплавкие оксиды. Твердым смазочным компонентом служит графит или свинец. Коэффициент трения у МП на основе железа — 0,18...0,4 (сплав ФМК11); меди — 0,17...0,25 (сплав МК5).

ПМ широко примеивают для изготовления *фильтрующих элементов*. Фильтры на основе никеля, железа, титана, алюминия, коррозионно-стойкой стали с пористостью 45...50% и размером пор 2...20 мкм используют для очистки жидкостей и газов.

Компактные ПМ (пористость 1...3%) получают из порошков углеродистой и легированной стали; бронз, латуни, титановых и алюминие-

вых сплавов. В маркировке ПМ из стали добавляют букву С — сталь и букву П — порошковая; в конце маркировки указывают плотность стали в %. Например, СП10-1 (сталь порошковая 10, плотность 1%); СП45Х3-2 (сталь порошковая, 0,45% С, 3% Сг, плотность 2%). Механические свойства порошковых сталей зависят от плотности. При плотности более 3% повышается порог хладноломкости, но понижаются σ_B и КСЧ. Поэтому порошковая сталь рекомендуется для изготовления сложных, относительно небольших деталей, несущих малую нагрузку.

Металлокерамические твердые сплавы

Под металлокерамическими твердыми сплавами понимают сплавы на основе высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлической связкой, как правило, кобальтом.

Твердые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Порошки карбидов смешивают с порошком связки, прессуют эту смесь в изделия необходимой формы и подвергают спеканию (в защитной атмосфере или в вакууме) при 1400...1550 °С. При спекании связка плавится и растворяет часть карбидов, что позволяет получить плотный материал (пористость не более 2%), состоящий на 80...95% из карбидных частиц, соединенных связкой. Увеличение содержания связки вызывает снижение твердости, но повышение вязкости.

Твердые сплавы обладают высокой твердостью 80...92 HRA (73...76 HRC), износо- и теплостойкостью до 800...1000 °С, модулем упругости до $6,8 \cdot 10^5$ МПа, пределом прочности на сжатие до 6000 МПа. Их недостатком является высокая хрупкость и сложность изготовления фасонных изделий.

Твердые сплавы производят в виде пластин, которыми оснащаются режущие инструменты (резцы, сверла, фрезы и др.), а также детали машин, приборов измерительного инструмента.

Свойства твердых сплавов и, следовательно, области их применения зависят от состава и зернистости карбидной фазы (WC, TiC, TaC), а также от соотношения карбидной и связывающей фаз. Регулированием этих факторов можно в определенных пределах менять свойства сплавов.

Вольфрамовые твердые сплавы

В соответствии с ГОСТ 3882—74 в России выпускают три группы твердых сплавов: вольфрамовая (одиокарбидная), титановольфрамовая (двухкарбидная), и титанотанталовольфрамовая (трехкарбидная).

В обозначении марок сплавов используют буквы: В — карбид вольфрама, К — кобальт, Т — карбид титана, ТТ — карбид титана и карбид тантала. Цифры после букв указывают примерное содержание компонентов в процентах. Остальное в сплаве (до 100%) — карбид вольфрама. Буквы в конце марки означают: В — крупнозернистую структуру, М — мелкозернистую, ОМ — особомелкозернистую.

Сплавы *вольфрамовой группы* (WC — Co) имеют наибольшую прочность, но более низкую твердость, чем сплавы других групп. Они теплостойки до 800 °С. Карбидная фаза этих сплавов состоит из зерен WC 1 (рис. 8.3, а). При одинаковой концентрации кобальта (связки) они отличаются от сплавов других групп наибольшей прочностью, но более низкой вязкостью.



Рис. 8.3. Микроструктуры вольфрамовых сплавов:
а — ВК15; б — Т15К6; 1 — карбиды вольфрама; 2 — твердый раствор (Ti, W)C

Сплавы применяют в режущем инструменте для обработки чугунов, сталей, цветных сплавов и неметаллических материалов. Повышенная износостойкость и сопротивляемость ударам сплавов группы ВК определяет их применение для изготовления горного инструмента, а также штампов, пуансонов, матриц, фильер и т.д.

Сплавы *второй группы* (WC — TiC—Co) имеют более высокую теплостойкость (до 900...1000 °С) и твердость. Это связано с тем, что карбиды вольфрама частично растворяются в карбиде титана при температуре спекания с образованием твердого раствора (Ti, W)C, имеющего более высокую твердость, чем WC. Структура карбидной фазы зависит от отношения WC и TiC в шихте. В сплаве Т30К4 образуется одна карбидная фаза — твердый раствор (Ti, W)C, который придает сплаву максимальную твердость (92 HRA), но пониженную прочность. В остальных сплавах этой группы количество WC превышает растворимость в TiC,

поэтому карбиды вольфрама 1 в них присутствуют в виде избыточных частиц (рис. 8.3, б). Эти сплавы применяют в основном для высокоскоростной обработки сталей и чугунов.

Третью группу образуют сплавы системы $WC - TiC - TaC - Co$. В этих сплавах структура карбидной основы представляет собой твердый раствор $(Ti, Ta, W)C$ и избыток WC . Сплавы этой группы отличаются от предыдущей группы большей прочностью, лучшей сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. Они применяются в наиболее тяжелых условиях резания — при черновой обработке стальных поковок, отливок, а также труднообрабатываемых сталей и сплавов.

Общим для вольфрамовых сплавов, помимо высокой хрупкости, является дефицит исходного вольфрамового сырья — основного компонента, определяющего их повышенные физико-механические характеристики.

Безвольфрамовые твердые сплавы

Хорошо себя зарекомендовали сплавы, в которых в качестве наполнителя используется карбид титана, а в качестве связки — никель и молибден. Они маркируются буквами КТС и ТН. Твердые сплавы КТС-1 и КТС-2 содержат 15...17% Ni и 7...9% Mo соответственно, остальное — карбид титана. В твердых сплавах типа ТН-20, ТН-25, ТН-30 в качестве связующего металла применяют в основном никель в количестве 16...30%. Концентрация молибдена составляет 5...9%, остальное — также карбид титана. Твердость подобных твердых сплавов составляет 87...94 HRA, сплавы имеют высокую износ- и коррозионную стойкость. Их используют для изготовления режущего инструмента и быстрознапивающихся деталей технологического оборудования.

8.2. Волокнистые композиционные материалы

Структура и свойства

В волокнистых композиционных материалах (ВКМ) в качестве матрицы используют металлы и сплавы на их основе (алюминий, магний, титан, никель) — ВКМ на металлической основе (МВКМ); полимерные, углеродистые или керамические материалы — ВКМ на неметаллической основе (НВКМ).

Наполнителями служат стальная проволока из коррозионно-стойких сталей; проволока из тугоплавких металлов — Mo, W, Ta, Be; во-

локна углерода, бора, нитевидные монокристаллы сапфира Al_2O_3 , карбида кремния.

Композиционные материалы с неметаллической матрицей

В качестве матрицы НВКМ часто применяют полимерные (эпоксидная, фенолоформальдегидная, полиамидная и др.), углеродные и керамические материалы. Упрочнителями служат волокна: стеклянные, углеродные, борные, органические, на основе нитевидных кристаллов (оксиды, бориды, карбиды, нитриды), металлическая проволока.

Свойства НВКМ зависят от состава композиции, сочетания компонентов, прочности связей между ними. Свойства матрицы определяют, в основном, прочность композита на сдвиг и сжатие, сопротивление усталостному износу. Свойства упрочнителя определяют прочность и жесткость материала.

В слоистых материалах волокна, нити, ленты, пропитанные связующим, укладывают параллельно друг другу. Полученные слои собирают в пластины. При параллельной укладке свойства композита получаются анизотропными. При укладке волокон под углом друг к другу можно получить материалы с изотропными свойствами. Рассмотрим некоторые наиболее часто применяемые НВКМ.

Карбоволокниты (углепласты) представляют собой композиции, состоящие из полимерной матрицы и упрочнителя в виде углеродных волокон (карбоволокон). В качестве матрицы применяют: полимеры (полимерные карбоволокниты), синтетические полимеры, подвергнутые пиролизу (коксованные карбоволокниты), пиролитический углерод (пироуглеродные карбоволокниты). Для удешевления производства в композит добавляют стекловолокно (карбостекловолокниты).

Карбоволокниты отличаются высоким статическим и динамическим сопротивлением усталости, могут работать в широком диапазоне положительных и отрицательных температур. Материал используют в кузовостроении, при изготовлении панелей, подшипников и т.п.

В *бороволокнитах* в качестве упрочнителя применяют борные волокна. Материал отличается высокой прочностью при сжатии, сдвиге, срезе, низкой ползучестью, высокой твердостью. Изделия из бороволоконитов применяются в авиастроении.

Органоволокниты представляют собой композицию из синтетической матрицы и синтетических волокон. Механические параметры

компонентов близки, поэтому происходит взаимная диффузия компонентов и возможны химические реакции между ними. Следовательно материалы имеют стабильные во времени механические свойства, хорошо работают при повышенной влажности и высоких климатических температурах. Композиты применяют в качестве корпусного материала машин, работающих в тропическом и субтропическом климате.

Композиционные материалы с металлической матрицей

Для алюминиевых и магниевых МВКМ применяют волокна: борные ($\sigma_b = 2500 \dots 3500$ МПа; $E = 38 \dots 420$ ГПа); углеродные ($\sigma_b = 1400 \dots 3500$ МПа; $E = 160 \dots 450$ ГПа); из карбидов кремния ($\sigma_b = 2500 \dots 3500$ МПа; $E = 450$ ГПа); карбидов, нитридов и оксидов тугоплавких металлов; высокопрочную сталь. Для армирования титана и его сплавов применяют молибденовую проволоку, волокна сапфира, карбида кремния, борида титана. Для жаропрочных никелевых МВКМ применяют волокна из вольфрамовой или молибденовой проволоки.

Контрольные вопросы

1. От каких факторов зависят свойства композиционных материалов?
2. Что такое матрица композиционного материала?
3. Как располагается наполнитель в волокнистых КМ?
4. Что такое слоистые КМ?
5. Что такое порошковые материалы?
6. В чем разница между пористыми и компактными ПМ?

АБРАЗИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

9.1. Основные свойства абразивных материалов

Абразивные материалы (АМ) — измельченные синтетические или естественные обогащенные минералы, твердость которых превышает твердость обрабатываемого материала. АМ применяются для механической (абразивной) обработки (шлифование, полирование, хонингование, суперфиниширование и т.д.) любых конструкционных материалов.

В качестве АМ используют минералы естественного и искусственного происхождения: условно «мягкие» — крокус, окись хрома, бой стекла, тальк и др.; условно «твердые» — электрокорунды, карбид кремния, корунды, кремний, гранат и др.; сверхтвердые — алмаз, кубический карбид или нитрид бора.

Невысокая стабильность физико-механических свойств естественных материалов ограничила область их применения. В основном применяются синтетические абразивные материалы, имеющие стабильные свойства.

Основными характеристиками АМ, влияющими на их технологические свойства, являются форма и состояние поверхности абразивных зерен, их твердость, механическая и химическая стойкость, абразивная способность.

Абразивное зерно (АЗ) — кристаллический осколок (кристаллит), монокристалл или агрегат, состоящий из множества мелких кристаллов (поликристалл). Зерно может иметь приблизительно равные размеры по высоте, ширине и толщине (изометрическая форма) или обладать мечевидной и пластинчатой формой, что определяется родом абразивного материала и степенью измельчения исходного зерна. Для механической обработки наиболее выгодна изометрическая или близкая к ней форма; наименее выгодная — мечевидная. Состояние по-

верхности влияет на режущие свойства АЗ. Зерно с острыми углами значительно легче проникает в обрабатываемый материал. АЗ — поликристаллы, неплотные по структуре, выдерживают меньшие усилия резания и быстрее разрушаются.

Твердость абразивных материалов определяют либо по шкале Мооса (наиболее твердый материал — алмаз — имеет твердость в 10 единиц, наименее твердый — тальк — имеет 1 единицу твердости), либо методом вдавливания алмазной пирамиды в поверхность испытуемого материала.

Под механической стойкостью понимают способность АМ выдерживать механические нагрузки и не разрушаться при механической обработке конструкционных материалов. Механическая стойкость АМ характеризуется пределом прочности при сжатии, который определяют, раздавливая зерно абразивного материала и фиксируя нагрузку в момент его разрушения. При повышении температуры предел прочности абразивных материалов снижается, поэтому в процессе шлифования необходимо контролировать температуру (рис. 9.1).

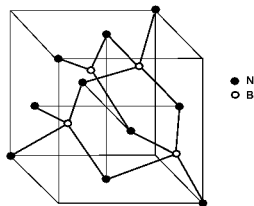


Рис. 9.1. Влияние температуры на твердость абразивного материала:
1 — электрокорунд (Al_2O_3); 2 — карбид кремния (SiC)

Под химической стойкостью понимают способность АМ не изменять своих механических свойств в растворах щелочей, кислот, а также в воде и органических растворителях. Химическая стойкость необходима АМ, так как при механической обработке они часто используются в виде суспензий микропорошков в различных растворах, а при шлифовании применяются химически активные смазывающе-охлаждающие жидкости.

Под абразивной способностью понимают возможность одного материала обрабатывать другой или группу различных материалов. Абразивная способность характеризуется массой снимаемого при шлифовании материала до затупления зерен либо определяется количеством сошлифованного за определенное время материала. Для определения абразивной способности исследуемый материал помещают между двумя металлическими или стеклянными дисками, которые вращаются в противоположных направлениях. По количеству съема металла или стекол с поверхности дисков за определенный промежуток времени судят об абразивной способности исследуемого материала. Чаще всего за эталон абразивной способности принимают алмаз (абразивная стойкость равна единице).

9.2. Разновидности абразивных материалов

Электрокорунд — искусственный абразивный материал, состоящий в основном из корунда (Al_2O_3) изготовленный в электрических печах из высокоглиноземистого сырья. В зависимости от состава примесей различают электрокорунд белый, электрокорунд нормальный и электрокорунд с присадкой хрома — электрокорунд хромистый, с присадкой титана — электрокорунд титанистый и др.

Нормальный электрокорунд — содержит 92...95% корунда, шлак и ферросплавы. Марки (по ГОСТ 28818—90*): 13А — применяется для абразивного инструмента на органической связке; 14А — для абразивного инструмента на органической и керамической связках; 15А — для абразивного инструмента на керамической связке, в том числе прецизионного класса.

Белый электрокорунд — содержит 98...99% корунда и алюминат натрия. Марки 23А, 24А — применяются для шлифовальных кругов, абразивной шкурки, обработки свободным зерном; 25А — для абразивного инструмента на керамической связке, в том числе прецизионного класса.

Хромистый электрокорунд получают в дуговых печах плавкой глинозема с добавкой окиси хрома. Абразив имеет повышенную механическую прочность и абразивную способность. Марки 33А — применяют для абразивного инструмента на керамической связке, абразивной шкурки, обработки свободным зерном; 34А — для абразивного инструмента на керамической связке, в том числе прецизионного класса, абразивной шкурки, обработки свободным зерном.

Титанистый электрокорунд марки 37А применяют для инструментов на керамической связке при обработке сталей. Цирконистый электрокорунд марки 38А — в инструментах для обдирочного шлифования и шлифования с высокими скоростями.

Сферокорунд (марка ЭС) получают в виде полых корундовых сфер. Абразив эффективен при обработке мягких и вязких материалов (кожа, резина, пластмасса, сплавы цветных металлов).

Монокорунд марок 43А, 44А — для абразивного инструмента на керамических связках; 45А — для абразивного прецизионного инструмента. Корунд марки 92Е — для полирования деталей из стекла и металлов.

Карбид кремния — химическое соединение кремния с углеродом. Черный карбид кремния марок (по ГОСТ 26327—84*) 53С, 54С, 55С применяется для шлифования твердых сплавов, чугуна, цветных металлов, стекла, пластмасс. Зеленый карбид кремния марок 63С, 64С применяется для тонкого шлифования металлорежущего инструмента, твердых сплавов, керамики, правки шлифовальных кругов.

Карбид бора — черные кристаллы В4С (В12С3). Этот АМ является одним из самых химически стойких веществ. Температура разложения более 2450 °С; плотность — 2,52 г/см³; теплопроводность — 121 Вт/(мК) при 300 °К; микротвердость — 49,1 ГПа; модуль упругости — 450 ГПа. На воздухе не окисляется до 600 °С. Не растворяется в воде, концентрированных кислотах. Чаще всего применяется для доводочных операций.

Алмаз природный — кристаллическая модификация углерода. Самый твердый из известных природных материалов (твердость 100 000...92 000 МПа НV), обладает низкой теплопроводностью, высокой износостойкостью и низким коэффициентом линейного расширения. Марки: А8 — применяются для бурового и правящих инструментов; А5 — для абразивных инструментов на металлической связке, для дисковых пил; А3 — для абразивных инструментов на металлической связке; А1, А2 — для шлифования стекла, керамики и бетона; АМ — для полирования деталей из закаленных сталей, стекла; АМ5 — для сверх тонкой доводки и полирования.

Алмаз синтетический обладает меньшим разбросом твердости, чем природный алмаз (95 000...93 000 МПа НV). Марки: АСО2, АСП2; — применяются для инструментов на органических связках при чистой обработке и доводке сталей и твердых сплавов; АСО4 (алмаз синтетический обыкновенной прочности); АСП4 (алмаз синтетический повышенной прочности) — для обработки керамики и других хруп-

ких материалов; АС6, АСП6 — для работы на повышенных нагрузках; АСО15, АСП15, АСВ15 (алмаз синтетический высокой прочности) — для работы в тяжелых условиях при резке стекла, шлифовании керамики и железобетона; АСО20, АСП20, АСВ20, АСО32 — при бурении, хонинговании, правке шлифовальных кругов; АРВ1 — при хонинговании чугунов, резки стеклопластика; АСМ — для доводки и полирования закаленных сталей и твердых сплавов; АСМ5, АСМ1 — для сверхтонкой доводки.

Кубический нитрид бора (КНБ) синтезирован из нитрида бора (BN), упакованного в гексагональную решетку. Материал характеризуется уникальной комбинацией физико-механических и химических свойств.

Расположение атомов в кристаллической решетке принадлежит структурному типу «кубический», который определяет высокую плотность и твердость кристаллов КНБ (рис. 9.2).

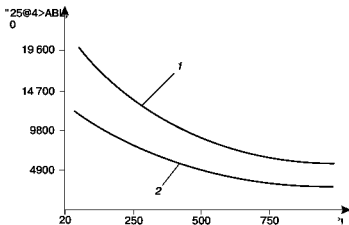


Рис. 9.2. Расположение атомов бора и азота в решетке КНБ

Модуль упругости КНБ (706 ГПа) значительно больше, чем у обычных абразивных материалов (296...365 ГПа). Коэффициент линейного теплового расширения КНБ бора в 1,5...3 раза ниже, чем у электрокорунда. Его кристаллы не теряют своих свойств, фазовую структуру и прочность до температуры 1100...1200 °С. Более того, при температуре от активного окисления прочность зерна растет, так как зерна овализованы и появляющийся на них слой борного ангидрида В2О3 цементирует дефекты поверхности. Формирование В2О3 слоя препятствует диффузии кислорода. КНБ химически пассивен

при взаимодействии с металлами. Марки КНБ (ГОСТ Р 53922—2010) ЛО, ЛП применяются для изготовления абразивного инструмента на органической, керамической и металлической связках, абразивных паст и шкур; КР, КО, КОС — для изготовления шлифовальных порошков.

Основные характеристики абразивных материалов приведены в табл. 9.1.

Таблица 9.1

Основные характеристики абразивных материалов

Абразивный материал		Микротвердость, 103 МПа	Абразивная способность	Теплостойкость, °С
Электрокорунд	Нормальный	19...20	0,14...0,145	1 250...1 300
	Белый	20...21	0,14...0,155	1 700...1 800
	Хромистый	20...22	0,1...0,11	
	Титанистый	20...22	0,1...0,112	1 250...1 300
	Циркониевый	23...24	0,15...0,2	1 900...2 000
Монокорунд		23...24	0,15...0,25	1 900...2 000
Сферокорунд		20...21	0,13...0,14	1 300...1 400
Карбид кремния	Зеленый	33...36	0,4...0,45	1 300...1 400
	Черный	33...36	0,3...0,4	1 300...1 400
Карбид бора		40...45	0,5...0,6	700...800
Кубический нитрид бора		80...100	0,58...0,64	1 100...1 200
Алмаз	Природный	53...96	0,9...0,95	1 400...1 500
	Синтетический	86...100	1,0	600...700

9.3. Зернистость абразивных материалов

Для изготовления абразивного инструмента используют различные по размеру абразивные материалы. В соответствии с ГОСТ 21445—84* и ГОСТ Р 52381—2005 размер абразивных зерен определяется двумя показателями — зерновым составом и зернистостью. Зерновой состав — распределение абразивных зерен по размерам, выраженное в массовых долях и определяемое путем рассева шлифовальных порошков на контрольных ситах. Зернистость — условная числовая характеристика зернового состава шлифовальных порошков.

Шлифовальные порошки изготавливают зернистости F4...F220. Буква F значит, что обозначение зернистости соответствует стандар-

ту FEPA (Европейская ассоциация производителей абразивов) и ISO 8486—2005.

На российских предприятиях еще используется устаревший ГОСТ 3647—80*, в соответствии с которым зернистость соответствует размеру ячейки сита в сотых долях миллиметра для шлифовального зерна (размер зерна 2000...160 мкм) и в микрометрах для шлифовального порошка (125...3 мкм). В таблице 9.2 приведены данные по соответствию зернистости по ГОСТ Р 52381—2005 и ГОСТ 3647—80* (для порошков из электрокорунда и карбида кремния). В таблице 9.3 приведены данные по соответствию зернистости: по ГОСТ 9206—80*, новому ГОСТ Р 53922—2000 и международным стандартам для сверхтвердых абразивных материалов.

Таблица 9.2

Соответствие обозначений зернистости по ГОСТ Р 52381—2005 и ГОСТ 3647—80*

Обозначение зернистостей							
ГОСТ Р 52381	ГОСТ 3647	ГОСТ Р 52381	ГОСТ 3647	ГОСТ Р 52381	ГОСТ 3647	ГОСТ Р 52381	ГОСТ 3647
F4	—	F14	—	F40	—	F100	12
F5	—	F16	125	F46	40	F120	10
F6	—	F20	100	F54	32	F150	8
F7	—	F22	—	F60	25	F180	6
F8	—	F24	80	F70	20	F220	5
F10	200	F30	63	F80	—	—	—
F12	160	F36	50	F90	16	—	—

Таблица 9.3

Соответствие обозначений зернистости по ГОСТ 9206—80*, ГОСТ Р 53922—2000 и международным стандартам для сверхтвердых абразивных материалов

ГОСТ 9206—80*, мкм	ГОСТ Р 53922—2000, мкм	FEPA		Standard	
		Алмаз	КНБ (CBN)	US (ACTME-11) ISO-6106—2005, мкм	
250/200	251	D251	B251	60/80	251/212
200/160	213, 181	D181	B181	80/100	212/150
160/125	151	D151	B151	100/120	150/125
125/100	126	D126	B126	120/140	125/106

Окончание

ГОСТ 9206—80*, мкм	ГОСТ Р 53922— 2000, мкм	FEPA		Standard	
		Алмаз	КНБ (CBN)	US (ASTME-11) ISO-6106—2005, мкм	
100/80	107, 91	D107, D91	B107, B91	140/200	106/75
80/63	76	D76	B76	200/230	75/63
636/50	64	D64	B64	230/270	63/53
50/40	54, 46	D54, D46	B54, B46	270/325	53/45

Контрольные вопросы

1. Что такое абразивный материал?
2. Как обозначаются различные виды электрокорундов?
3. Почему в машиностроении чаще всего применяют синтетические абразивные материалы?
4. Что такое кубический нитрид бора?
5. Что обозначает надпись «B151»?

МАТЕРИАЛЫ, УСТОЙЧИВЫЕ К ВОЗДЕЙСТВИЮ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАБОЧЕЙ СРЕДЫ

Для продолжительной работы современных машин необходимы материалы обладающие высокими механическими и эксплуатационными свойствами: в широком диапазоне температур (от -269 до $+1000$ °С — криогенная и авиакосмическая техника, ракетостроение, двигателестроение); в условиях вакуума, в агрессивных жидких и газовых средах. Поэтому в последние десятилетия разработаны и используются в промышленности сплавы с особыми эксплуатационными свойствами (жаростойкие и жаропрочные, хладостойкие, коррозионно-стойкие, радиационно-стойкие).

10.1. Коррозионно-стойкие сплавы

Виды коррозии

При эксплуатации в коррозионных средах металлические сплавы подвержены самопроизвольному разрушению (коррозии), что объясняется их высокой электропроводимостью и химической активностью.

Коррозией металлов называют самопроизвольное разрушение металлических материалов вследствие химического или электрохимического взаимодействия их с окружающей средой.

В зависимости от условий, в которых протекает процесс коррозии, различают атмосферную, почвенную, морскую, кислотную и щелочную коррозию. По характеру разрушения различают равномерную и местную коррозию. Для различных видов местной коррозии используют следующие понятия.

Контактная коррозия — усиленное коррозионное разрушение более электроотрицательного металла в контакте с более электроположительным.

Межкристаллитная коррозия (МКК) — хрупкое коррозионное разрушение по границам кристаллов, возникающее в результате структурных превращений при обработке и эксплуатации.

Точечная коррозия — местный вид коррозионного разрушения в электрохимически неоднородной коррозионной среде.

Коррозионная выносливость — коррозионное разрушение под влиянием циклических нагрузок и электрохимического воздействия среды.

Коррозионно-стойкими называют стали, в которых процесс коррозии развивается медленно.

Традиционные методы коррозионной защиты — нанесение на внешние поверхности деталей защитных покрытий (эмалевых, лакокрасочных, оксидных) — не дают удовлетворительной стойкости при эксплуатации изделий в активных средах (влажная атмосфера в сочетании с высокой температурой эксплуатации, кислотная или щелочная среда).

Коррозионно-стойкими являются высоколегированные стали с содержанием хрома не менее 13%, что обеспечивает образование на поверхности металла пассивирующей защитной пленки.

Коррозионно-стойкие стали

В зависимости от структуры, которая образуется после высокотемпературного нагрева и охлаждения на воздухе, различают мартенситные, мартенситно-ферритные (содержание феррита не менее 10%), ферритные, аустенитно-ферритные (содержание феррита менее 10%), аустенитные и аустенитно-мартенситные стали.

В настоящее время разработаны промышленные способы легирования жидкой стали азотом, что привело к созданию нового перспективного класса коррозионно-стойких высокоазотистых сталей, отличающихся высокой механической прочностью.

Аустенитные стали (марки 12X18H9, 12X18H10T, 08X18H12B, 10X17H13M3T — хромоникелевые; 10X14AG15, 10X14Г14Н4Т, 03X13AG19 — хромомарганцевые) — наиболее универсальные в использовании стали. Они обладают высокой пластичностью и вязкостью, удовлетворительными литейными свойствами и удовлетворительной свариваемостью.

К недостаткам этих сталей можно отнести:

- низкие значения предела текучести и плохую обрабатываемость резанием;
- восприимчивость к МКК, коррозионному растрескиванию и точечной коррозии.

Закаленный аустенит при температуре 20...25 °С является пересыщенным по отношению к углероду (растворимость углерода 0,03%, а в аустените содержится 0,08...0,12%). При нагреве до 450...700 °С в аустенитных сталях (с содержанием хрома 17...19%) велика диффузионная подвижность атомов углерода, а хрома — мала, поэтому избыток углерода выделяется в виде Cr_{23}C_6 и по границам зерен появляется обедненный хромом слой (рис. 10.1).

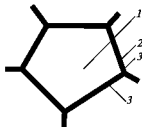


Рис. 10.1. Схема структуры аустенитной стали с содержанием хрома 17...19% при нагреве до 450...700 °С:
1 — зерно аустенита; 2 — выделения Cr_{23}C_6 ; 3 — обедненный хромом слой

Для предупреждения МКК аустенитные стали дополнительно легируют титаном и молибденом. Эти элементы активно связывают избыточный углерод, образуя карбиды, что препятствует образованию Cr_{23}C_6 .

Аустенитно-ферритные стали (марки: 08X22H6T, 08X21H6M5T, 08X18Г8H2T) имеют оптимальный комплекс механических свойств. Они прочнее аустенитных сталей в 1,5—2 раза. Изделия из этих сталей можно эксплуатировать при температурах не выше 350 °С.

Аустенитно-мартенситные стали (марки: 07X16H6, 09X15H9Ю, 08X17H5M3) имеют высокую прочность ($\sigma_n = 1100...1400$ МПа) и высокую ударную вязкость.

Ферритные стали (марки: 08X13, 12X17, 08X17T, 15X25T, 15X28) не упрочняются термической обработкой. После отжига стали имеют умеренную прочность ($\sigma_n = 250...300$ МПа) и пластичность. Основным недостатком этих сталей является резкое охрупчивание после нагрева свыше 1000 °С, что затрудняет их сварку.

Мартенситные стали (марки: 20X13, 30X13, 40X13, 20X17H2) обладают хорошими прочностными свойствами (после закалки и отпуска $\sigma_n = 1600...2000$ МПа), удовлетворительно обрабатываются резанием, рекомендуются к использованию в слабоагрессивных средах (пресная вода, разбавленные растворы кислот и солей).

10.2 Жаростойкие сплавы

Жаростойкость — способность сплава сопротивляться коррозионному воздействию высокотемпературной газовой среды.

При низких температурах (20...25 °С) на поверхности металла появляется защитная оксидная пленка толщиной 3...10 нм (1 нм = 10^{-9} м). Кристаллическая решетка оксида подобна кристаллической решетке металла.

При нагреве толщина оксида увеличивается, и кристаллическая решетка приближается к решетке компактного оксида. При этом возможны как недостаток ионов металла и кислорода в узлах решетки, так и избыток ионов между узлами, занятыми ионами кислорода. Это ускоряет диффузионные процессы в оксидной пленке и ухудшает ее защитные свойства.

Легирование металла элементами с большей активностью к кислороду, чем основной металл, приводит к накоплению ионов легирующих металлов в оксидном слое, уменьшению дефектности кристаллической решетки оксида и повышению защитных свойств оксидной пленки.

Чистые металлы имеют различную жаропрочность.

Магний имеет плохую жаропрочность (при температуре 500...600 °С скорость окисления 10^{-1} г/(м²·ч)), что связано с появлением рыхлой оксидной пленки. *Ниобий, тантал, молибден, вольфрам* имеют плотную оксидную пленку, но при нагреве до 550 °С пленка растрескивается, а оксид молибдена испаряется. Скорость окисления при этой температуре составляет 10^{-1} г/(м²·ч).

Для *титана и циркония* характерна большая растворимость кислорода при нагреве. Оксиды этих металлов теряют кислород и при температуре 700...800 °С оксид становится рыхлым и скорость окисления возрастает до 10^{-1} г/(м²·ч).

Медь, никель, кобальт и железо обладают удовлетворительной жаропрочностью (в интервале температур 500...600 °С, скорость окисления на воздухе равна 10^{-3} г/(м²·ч)). При нагреве до 700...800 °С увеличивается дефектность решетки оксидов и скорость окисления возрастает до 1 г/(м²·ч).

Алюминий, хром, бериллий обладают хорошей жаропрочностью, так как имеют малое химическое сродство к кислороду. Скорость окисления в интервале температур 700...800 °С равна 10^{-4} г/(м²·ч).

Жаростойкость стали повышают легированием хромом (до 30%), кремнием (до 2%) и алюминием (до 5%). Марки жаростойких сталей — 08Х17Т, 15Х28, 20Х23Н18, 20Х25Н20С2.

Основным легирующим элементом является хром, так как легированные оксиды железа заменяются оксидами хрома. Содержание кремния и алюминия в сталях ограничено, так как эти элементы приводят к охрупчиванию и ухудшению пластичности сплава. Этот недостаток можно исключить за счет поверхностного легирования.

Жаростойкость латуней и бронз выше жаростойкости чистой меди. Большинство легирующих элементов в медных сплавах обладают большим химическим сродством к кислороду, чем медь. При нагреве легирующие элементы образуют собственные оксиды, обладающие лучшими защитными свойствами, чем Cu_2O . Наибольшую жаростойкость показывают медные сплавы, легированные алюминием и бериллием.

Титановые сплавы поглощают кислород, поэтому на их поверхности не образуется защитных оксидов. Повысить жаростойкость сплавов можно только в случае применения жаростойких покрытий.

10.3. Жаропрочные сплавы

Жаропрочность — способность материала длительное время (1...10 ч для ракетостроения; сотни часов — для авиационных турбин; несколько тысяч часов — для стационарных газовых и паровых турбин) сопротивляться деформированию и разрушению в условиях, когда рабочие температуры составляют от 30 до 50% от температуры плавления (30% — для стационарных газовых и паровых турбин; 45% — для авиационных турбин и 50% — для ракетостроения).

Повышенные температуры эксплуатации приводят к понижению модуля упругости (вследствие уменьшения межатомных сил сцепления) и одновременному понижению предела текучести и временного сопротивления.

При длительном нагружении в высокотемпературной среде поведение материала определяется диффузионными процессами. Для этих условий характерен процесс ползучести. *Ползучесть* — процесс нарастания пластической деформации под действием напряжений, меньших предела текучести. Типичная кривая ползучести (рис. 10.2) состоит из трех участков:

I — неустановившаяся стадия, характеризующаяся постепенным затуханием скорости деформации; II — стадия установившейся ползучести, характеризующаяся постоянной скоростью деформации; III — стадия разрушения. На стадии разрушения скорость деформации нарастает до момента разрушения. Обычно эта стадия непродолжительна и недопустима для любых конструкций.

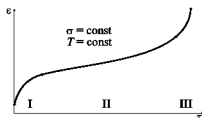


Рис. 10.2. Кривая ползучести:

I — неустановившаяся стадия; II — установившаяся стадия; III — стадия разрушения; σ — напряжение; T — температура; τ — время; ϵ — деформация

Критериями жаропрочности являются предел текучести и предел длительной прочности.

Предел текучести — напряжение, под действием которого материал деформируется на определенную величину за определенное время при заданной температуре. Например, $\sigma_{1/1\,000\,000}^{550} = 100$ МПа означает, что под действием напряжения в 100 МПа за 1 000 000 ч при 550 °С в материале появится пластическая деформация 1%.

Предел длительной прочности — напряжение, которое вызывает разрушение материала при заданной температуре за определенное время. Например, $\sigma_{10\,000}^{700} = 150$ МПа означает, что при 700 °С материал выдержит действие напряжения в 150 МПа в течение 10 000 ч.

Жаропрочные стали

Жаропрочные стали имеют невысокую стоимость (по сравнению с другими жаропрочными сплавами), поэтому широко применяются в технике, работающей в высокотемпературной среде, при рабочей температуре 500...700 °С (детали котельных установок, парогазовых турбин, паросиловых установок).

Стали перлитного класса марок 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР применяют при температурах 450...580 °С, они обладают высокой стабильностью исходной структуры и свойств. Поэтому стали используются главным образом в котлостроении, для изготовления труб паронагревателей и цельнокованых роторов стационарных паровых турбин.

Изделия из мартенситных сталей марок 15Х5М, 40Х10С2М, 15Х11МФ, 11Х11Н2В2МФ хорошо работают при температурах 450...600 °С. Стали отличаются повышенной стойкостью в атмосфере пара и топочных газов.

Стали с содержанием хрома от 10 до 12%, дополнительно легированные Mo, V, Nb, и низким (0,1...0,15%) содержанием углерода при длительной эксплуатации выдерживают температуру до 600 °С. Из этих сталей изготавливают диски, лопатки, бандажи, диафрагмы, роторы, трубы паровых турбин.

Стали с содержанием хрома от 5 до 10% (силхромы) с добавками кремния (до 2%) и повышенным содержанием углерода (до 0,4%) имеют повышенную жаростойкость в среде горячих выхлопных газов. Из этих сталей изготавливают выпускные клапаны двигателей внутреннего сгорания.

Аустенитные стали марок 12Х18Н10Т, 45Х14Н14В2М, 10Х11Н20ТЗР по жаропрочности превосходят перлитные и мартенситные стали и применяются при рабочих температурах, превышающих 600 °С.

Жаропрочные сплавы на никелевой основе

Жаропрочные сплавы на никелевой основе (марки: ХН77ТЮР, ХН70ВМТЮ, ХН55ИМТКЮ, ХН65ВМТЮ) формально можно отнести к высоколегированным никелем сталям. Но правильно будет называть их никелевыми сплавами. Сплавы применяются для изготовления деталей газотурбинных двигателей и ракет. Лучшие сплавы работоспособны до 1000 °С.

Для получения высокой окислостойкости никель легируют хромом (до 20%), а для повышения жаропрочности — титаном (1...2,8%) и алюминием (0,55...5,5%). Легирование молибденом и вольфрамом повышает температуру рекристаллизации. Легирование кобальтом повышает жаропрочность до 1000 °С и увеличивает технологическую пластичность сплава.

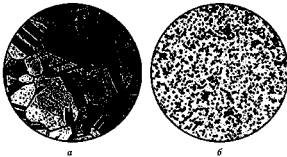


Рис. 10.3. Микроструктура сплава после старения:
а — увеличение 20 000-кратное; б — увеличение 200-кратное

Наилучшее сочетание длительной прочности и пластичности имеет сплав ХН65ВМТЮ. После двойной закалки при температурах 1220 и 1050 °С, охлаждения на воздухе и старения сплав приобретает мелкозернистую структуру (рис. 10.3).

Сплавы достаточно хорошо поддаются горячей обработке давлением и в меньшей степени — холодной обработке.

10.4. Тугоплавкие металлы и сплавы

К тугоплавким относят металлы с температурой плавления выше 1700 °С. Наибольшее применение в промышленности нашли следующие металлы: V, Nb, Ta, Cr, Mo и W. Эти металлы имеют прочные меж-атомные связи, высокую температуру плавления, малый коэффициент теплового расширения, высокую жесткость. Однако при высоких температурах металлы (за исключением хрома) быстро окисляются, т.е. имеют низкую жаростойкость.

Сплавы на основе ниобия (марки: ВН2А — 4,1% Mo, 0,7% Zr; ВН4— 9,5% Mo, 1,5% Zr) при длительной эксплуатации выдерживают температуру до 1300 °С, при кратковременной эксплуатации — 1500 °С. Основным достоинством этих сплавов является их низкая плотность.

Сплавы на основе молибдена (марки: ВМ1 — 0,4% Ti; ВМ3 — 0,15% Ti; 0,5% Zr; 0,4% С; 1,4% Nb) можно использовать при температурах не выше 1400 °С.

Сплавы на основе тантала (марки Та-10W и др.) характеризуются высокими механическими свойствами при обычной температуре, жаропрочностью, коррозионной устойчивостью.

Тантал легируют W, Mo, V, Nb, Ti, Zr, Hf, Re, Cr, С. Предел прочности сплавов, легированных вольфрамом (рис. 10.4), уменьшается от 1265 МПа (20 °С) до 84 МПа (1650 °С).

Сплав пластичен и обладает высоким сопротивлением окислению при температурах до 2800 °С, из него изготавливают детали камеры сгорания и сопла реактивных двигателей, передние кромки оперения самолетов.

Для тех же целей применяют сплав с 8% W и 2% Hf, имеющий по сравнению со всеми другими деформируемыми жаропрочными сплавами наибольшую удельную прочность при высоких температурах. Пластичный сплав с 8% W и 2,5% Re предложен для изготовления нагревателей промышленных печей, теплозащитной обшивки и деталей ядерных силовых установок космических аппаратов.

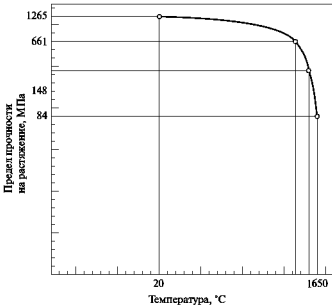


Рис. 10.4. Зависимость предела прочности на растяжение от температуры эксплуатации танталового сплава, легированного вольфрамом

10.5. Хладостойкие сплавы

Хладостойкие сплавы — материалы, сохраняющие достаточную вязкость при низких температурах от 0 до -269°C . Эти материалы применяются для изготовления изделий:

- работающих в условиях климатического холода (до -60°C) — металлоконструкции, полотна железных дорог, трубы газо- и нефтепроводов, транспортная техника;
- самолетов, космических аппаратов;
- в криогенной технике (до температур кислорода -183°C и жидкого гелия -269°C).

Низкая температура эксплуатации приводит к снижению пластичности и вязкости материала и к повышению его хрупкости, т.е. разрушению. Важнейшим критерием при выборе материала, работающего при пониженных температурах, является отсутствие хладноломкости (порог хладноломкости — ПХ). Хладноломкость характерна для кри-

сталлических материалов с решеткой ОЦК и ГПУ. Материалы с решеткой ГЦК, а также титановые сплавы с ГПУ-решеткой не имеют ПХ. При охлаждении их ударная вязкость уменьшается монотонно.

Кроме критерия хладноломкости для хладостойких материалов большое значение имеют такие технологические свойства, как свариваемость и пластичность. Сварку широко применяют при производстве криогенной техники. Пластичность необходима для изготовления тонких листов и тонкостенных элементов конструкций.

Для криогенных материалов важна совместимость с окружающей средой (кислород и водород). В контакте с кислородом возможно самовоспламенение материала (алюминия, титана и их сплавов). Водород растворяется в некоторых металлах с ОЦК-решеткой и вызывает их охрупчивание.

К хладостойким материалам относятся:

- низкоуглеродистые стали с ОЦК-и ГЦК-решетками;
- алюминий и его сплавы (АМц, АМг);
- титан и его сплавы (ВТ1, ВТ5, ОТ4);
- некоторые пластмассы (фторопласты, полиамиды, полиуретаны).

Хладостойкие стали

Стали с ОЦК-решеткой используют в условиях климатического холода (0...–60 °С).

Наибольшее распространение получили низкоуглеродистые стали, так как с увеличением содержания углерода увеличивается ПХ и ухудшается свариваемость. Хладноломкость сталей обыкновенного качества лежит в пределах –10...–20 °С. Применяя меры для получения мелкозернистой структуры и микролегирования, можно уменьшить ПХ до –50 °С.

Для изготовления крупных конструкций используют свариваемые низколегированные стали повышенной хладноломкости марок 09Г2С, 14Г2АФ или улучшаемые и пружинные стали марок 45, 40Х, 65Г, 60С2А.

При производстве конструкций, работающих при температурах до –196 °С, применяют специальные никелевые стали марок ОН9, ОН9-Ш, ОН6Б, ОНЗ, ОН6. Содержание углерода в них не более 0,1%, цифра после буквы Н указывает содержание никеля в целых единицах (например, ОН6 содержит около 6% никеля).

Аустенитные стали с ГЦК-решеткой (марки: 12Х18Н10Т, 10Х11Н23Т3МР) сохраняют высокую вязкость при температурах ниже

–196 °С. Для предотвращения перехода при низких температурах аустенита в мартенсит (при переходе происходит изменение микрообъемов зерен, возникают напряжения и возможно хрупкое разрушение) стали легируют марганцем, никелем и азотом (марки: 07X13AG19L, 03X13AG19).

Хладостойкие сплавы

Алюминий и его сплавы не имеют порога хладноломкости и остаются вязкими до 269 °С. Но при жестком закреплении алюминиевых конструкций (вследствие большого коэффициента теплового расширения) возможны значительные термические напряжения. Поэтому необходимо применение компенсаторов тепловых деформаций.

При температурах от –253 до +269 °С используют термически неупрочняемые сплавы марок АМц, АМг2, АМг5; для изделий, не требующих сварки, используют термически упрочняемые сплавы Д16, АК6, АК8.

Титан и его сплавы не охрупчиваются при температурах от –196 до +269 °С и благодаря большой удельной прочности используются в ракетной технике (широко используется технический титан и его однофазные сплавы ВТ5-1 и ОТ4).

Неметаллические хладостойкие материалы

Неметаллические хладостойкие материалы имеют низкую прочность и ударную вязкость. Поэтому их применение ограничено. Из них изготавливают тепловую изоляцию; внешние панели, не несущие существенных нагрузок, и подвижные уплотнения.

Для тепловой изоляции применяют вспененные полистиролы и полиуретан. Для внешних панелей используют пластмассы (полиамиды и поликарбонаты), наполненные стеклянным волокном. Подвижные уплотнения выполняют из фторопластов.

10.6. Радиационно-стойкие сплавы

Развитие ядерной и космической техники предъявило повышенные требования к используемым конструкционным материалам, технологии их производства и контролю работоспособности.

Радиационно-стойкие материалы — материалы, сохраняющие стабильность структуры и свойств в условиях нейтронного облучения.

Материалы под действием облучения испытывают структурные превращения, оказывающие отрицательное влияние в первую очередь на механические свойства и коррозионную стойкость.

Облучение приводит к образованию точечных и линейных дефектов структуры материала. Соударения высокоэнергетических нейтронов вызывают смещения атомов или каскад смещений в решетке в зависимости от количества энергии, передаваемой нейтроном атому металла. Подвергшийся удару нейтроном первый атом, подобно бильiardному шару, ударяя по другим атомам, вызывает в решетке дополнительные смещения. В результате развития каскада смещений образуются объемы с высокой концентрацией вакансий, по периферии окруженные зонами с повышенной плотностью межузельных атомов. Один нейтрон способен создать в алюминии более 6000 вакансий; α -частица при этом создает около 80 вакансий, а протон — 48. Следовательно, из всех видов излучений наиболее опасно нейтронное.

Помимо смещений большие нейтронные потоки за счет своей энергии возбуждают атомы, усиливают их колебания, что сопровождается локальным повышением температуры. Высокие температуры и нейтронное облучение могут вызвать в материале ядерные реакции с образованием гелия, что в свою очередь приводит к появлению газовых пузырей по границам зерен.

Структурные изменения приводят к изменению механических свойств. В результате при температуре ниже температуры рекристаллизации (низкотемпературное облучение) металл упрочняется, но теряет вязкость и пластичность (как при холодной пластической деформации).

Наибольшая прочность углеродистых и хромоникелевых аустенитных сталей (сталь 12X18H10T) при 20 °C достигается при облучении суммарным нейтронным потоком $(2...3) \cdot 10^{23}$ нейтрон/м²*. При дальнейшем увеличении потока свойства сталей не меняются.

В условиях облучения выше температуры рекристаллизации (высокотемпературное облучение) вакансии и межузельные атомы частично

* Радиационная среда характеризуется нейтронным спектром и нейтронным потоком. Спектр определяется дискретными уровнями энергии нейтронов. В зависимости от энергии нейтронов, используемых для осуществления цепной ядерной реакции, различают реакторы на тепловых (медленных) и быстрых нейтронах. Нейтронный поток характеризует интенсивность радиационной среды и выражается числом нейтронов с энергией $E > 0,1$ МэВ, пересекающих площадь 1 см² за 1 с [нейтрон/(см²·с)]. Нейтронный поток, суммированный по времени (нейтрон/см²), характеризует суммарную дозу облучения и является мерой накопления радиационного воздействия. Более точной характеристикой дозы облучения является суммарное количество смещений в расчете на один атом (смещений/атом).

аннигилируют друг с другом, частично взаимодействуют с примесями, дислокациями, границами раздела. Оставшиеся межузельные атомы и вакансии объединяются в кластеры, которые, в свою очередь, могут превращаться соответственно в дислокационные петли межузельного или вакансионного типов.

Высокотемпературное облучение активизирует диффузионные процессы и способствует распаду пересыщенных твердых растворов (рис. 10.5).



Рис. 10.5. Изменение структуры аустенитной стали при облучении ионами хрома:
а...д — последовательность изменения

Этим объясняется высокотемпературная хрупкость аустенитных хромоникелевых сталей. Активизацией диффузионных процессов также объясняется снижение длительной прочности при облучении. Падение жаропрочности растет с увеличением температуры и интенсивности нейтронного потока.

У перлитных сталей при температуре облучения 250...450 °С свойства изменяются мало. У аустенитных сталей эта стабилизация наступает при температуре облучения 600 °С.

При облучении резко снижается коррозионная стойкость сплавов. В реакторах АЭС коррозионной средой являются вода и водяной пар. Вследствие радиоллиза меняется состав электролита — происходит разрушение молекул воды с образованием ионов и атомов кислорода, водорода и щелочной гидроксильной группы — OH^- . Образующийся кислород окисляет металл, а водород, растворяясь в сплавах, охрупчивает их. Оба процесса усиливают электрохимическое разрушение сплавов.

В конструкциях, подверженных облучению, используют высоколегированные стали перлитного и аустенитного классов, а также сплавы на основе Zr, Вe, Al, Mg. Широкое применение этих сплавов обусловлено их удовлетворительной жаропрочностью и коррозионной стойкостью, а также способностью слабо поглощать нейтроны.

10.7. Сплавы с памятью формы

При напряжениях, превышающих предел упругости, после снятия нагрузки металл не воспроизводит первоначальную форму и размер. Однако есть сплавы, обладающие «памятью формы». Эти сплавы после пластической деформации восстанавливают свою первоначальную геометрическую форму в результате нагрева.

Механизмом, определяющим память формы, является кристаллографическое обратное термоупругое мартенситное превращение, сопровождающееся изменением объема зерна (рис. 10.6).

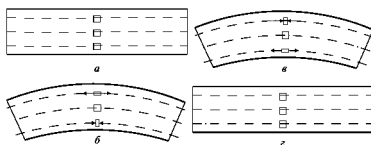


Рис. 10.6. Механизм памяти формы:

a — исходное состояние; *б* — изгиб образца; *в* — нагрев образца;
г — восстановление исходного состояния; □ — исходная структура;
 □ — термоупругий мартенсит; → — напряжение в мартенсите

В исходном состоянии в материале есть определенная (исходная) структура. При деформации (например, изгибе) внешние слои материала вытягиваются, а внутренние сжимаются (средние остаются без изменения). Эти вытянутые структуры — мартенситные пластины. В материалах с памятью формы этот мартенсит термоупругий. При нагреве начинает проявляться термоупругость мартенситных пластин, т.е. в них возникают внутренние напряжения, которые стремятся вернуть структуру в исходное состояние — сжать вытянутые пластины и растянуть сплюснутые. Поскольку внешние вытянутые пластины сжимаются, а внутренние сплюснутые растягиваются, материал в целом проводит автодеформацию в обратную сторону и восстанавливает свою исходную структуру, а вместе с ней — и форму.

В процессе проявления эффекта памяти формы участвуют мартенситные превращения двух видов — прямое и обратное. Соответственно каждое из них проявляется в своем температурном интервале: M_c и M_s — начало и конец прямого мартенситного превращения при де-

формации; A_n и A_k — начало и конец обратного мартенситного превращения при нагреве.

Температуры мартенситных превращений являются функцией как марки сплава (системы сплава), так и его химического состава. Небольшие изменения химического состава сплава ведут к сдвигу этих температур (рис. 10.7).

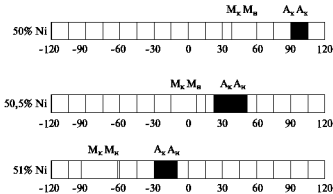


Рис. 10.7. Изменение температуры начала и конца мартенситных превращений в зависимости от химического состава сплава TiNi:

M_n и M_k — температуры начала и конца прямого мартенситного превращения при деформации; A_n и A_k — температуры начала и конца обратного мартенситного превращения при нагреве

Возможны реверсивные эффекты памяти формы, когда сплав при одной температуре «вспоминает» одну форму, а при другой температуре — другую форму.

Чем выше температуры обратного мартенситного превращения, тем в меньшей степени выражен эффект памяти формы. Например, слабый эффект памяти формы наблюдается в сплавах системы Fe — Ni (5...20% Ni), у которых температуры обратного мартенситного превращения 200...400 °С.

Наиболее известным сплавом с эффектом памяти формы является мононикелид титана TiNi (за рубежом этот сплав называют — нитинол, название происходит от аббревиатуры NiTiNOL, где NOL — это сокращенное название Лаборатории морской артиллерии США, в которой этот материал был разработан в 1962 г.). Сплав может повторять эффект памяти формы в течение нескольких тысяч циклов, обладает высокой прочностью, коррозионной и кавитационной стойкостью, хорошо поглощает шум и вибрацию.

В настоящее время эффект памяти формы обнаружен более чем у 20 металлических систем: Au — Cd, Cu — Zn — Al, Cu — Al — Ni, Fe — Mn — Si, Fe — Ni, Cu — Al, Cu — Mn, Co — Ni, Ni — Al.

Сплавы с памятью формы используют для автоматического раскрытия антенн спутников Земли, в автоматических переключателях и датчиках температуры.

Контрольные вопросы

1. Какие виды коррозии вы знаете?
2. Какие недостатки у коррозионно-устойчивых аустенитных сталей?
3. Что такое жаростойкость и жаропрочность?
4. В каких условиях работают хладостойкие материалы?
5. Как влияет облучение на структуру сталей?

ОСНОВЫ НАНОТЕХНОЛОГИИ

В настоящее время претворяются в жизнь казавшиеся в середине прошлого столетия фантастические идеи о возможности построения новых материалов на основе работы с отдельными атомами (доклад Р. Фейнмана «Там внизу много места», англ. «There's Plenty of Room at the Bottom»), сделанный им в 1959 г. в Калифорнийском технологическом институте на ежегодной встрече Американского физического общества. Ричард Фейнман предположил, что возможно механически перемещать одиночные атомы с помощью манипулятора соответствующего размера, и достаточно аргументировано показал, что законы квантовой механики не препятствуют созданию нужных людям структур из совсем небольшого числа атомов. В то время, когда единственным инструментом, позволяющим хоть что-то разглядеть в наномасштабе*, был электронный микроскоп, идеи Фейнмана казались фантастикой. Однако уже в 1974 г. японский физик Н. Танигучи вводит в обиход термин «нанотехника». Сегодня многие ученые связывают рождение нового направления в материаловедении (нанотехнологии) с 1981 г., когда немецкие физики Г. Бинниг и Г. Рорер создали зондовый туннельный микроскоп, позволяющий не только видеть, но и переносить с места на место отдельные атомы.

11.1. Основные понятия и положения нанотехнологии

Нанотехнология — междисциплинарная технологическая область (электроника, оптика, машиностроение, энергетика, биофизика и др.), оперирующая процессами сборки на атомарном и кластерном** уровнях, которые позволяют придать неорганическому или органиче-

* Нано — 10^{-9} — миллиардная доля; $1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$.

** Кластер (англ. *cluster* — скопление) — объединение нескольких однородных элементов, которое может рассматриваться как самостоятельная единица, обладающая определенными свойствами.

скому материалу принципиально новые физико-механические, химические и эксплуатационные свойства.

Лауреат Нобелевской премии академик Ж.И. Алферов показал, что нанотехнология держится на трех китах: зондовой атомарной сборке с использованием сканирующего туннельного микроскопа (*SPM*) и оптического пинцета; росте сверхтонких пленок и самосборке гетероструктур на поверхности кристаллов (гетероструктура — комбинация нескольких контактов между разными по химическому составу веществами).

Аппаратные средства нанотехнологии

Первым устройством, с помощью которого стало возможным наблюдать за нанообъектами и передвигать их, стал *сканирующий зондовый микроскоп (СЗМ) — атомно-силовой микроскоп* (рис. 11.1).

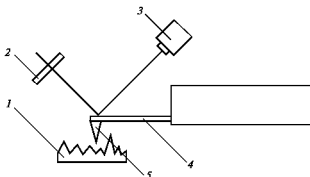


Рис. 11.1. Принцип работы сканирующего зондового микроскопа (СЗМ):

1 — исследуемая поверхность; 2 — фотодетектор;
3 — лазер; 4 — зонд-кантилевер; 5 — шип

Основой СЗМ служит зонд-кантилевер 4, обычно выполненный из кремния и представляющий собой пластинку — консоль (кантилевер, от англ. *cantilever* — консоль, балка).

На конце зонда-кантилевера (длина $\approx 0,5$ мм, ширина 0,05 мм, толщина $\approx 0,001$ мм) расположен очень острый шип 5 длиной 0,01 мм с радиусом закругления от 1 до 10 нм, оканчивающийся группой из одного или нескольких атомов (рис. 11.2).

При перемещении зонда вдоль поверхности 1 (см. рис. 11.1) образца острие шипа приподнимается и опускается, очерчивая микрорельеф поверхности. На выступающем конце кантилевера (над шипом)



Рис. 11.2. Микрофотография конца кантилевера с шипом (увеличение 1000-кратное)

расположена зеркальная площадка, на которую падает и от которой отражается луч лазера 3. Когда шип опускается и поднимается на неровностях поверхности, отраженный луч отклоняется, и это отклонение регистрируется фотодетектором 2, а сила, с которой шип притягивается к близлежащим атомам, — пьезодатчиком.

Данные фотодетектора и пьезодатчика используются в системе обратной связи, которая может обеспечивать, например, постоянную величину силы взаимодействия между зондом и поверхностью образца. В результате можно строить объемный рельеф поверхности образца в режиме реального времени. Разрешающая способность СЗМ составляет примерно $0,1 \dots 1$ нм по горизонтали и $0,01$ нм по вертикали.

Другая группа сканирующих зондовых микроскопов для построения рельефа поверхности использует так называемый квантово-механический «туннельный эффект» — *сканирующие туннельные микроскопы* (*SPM — scanning probe microscopy*). Суть туннельного эффекта состоит в том, что электрический ток между острой металлической иглой и поверхностью, расположенной на расстоянии около 1 нм, начинает зависеть от этого расстояния — чем меньше расстояние, тем больше ток. Если между иглой и поверхностью прикладывать напряжение 10 В, то этот «туннельный» ток может составить от 10^{-11} до 10^{-8} А. Измеряя этот ток и поддерживая его постоянным, можно сохранять постоянным и расстояние между иглой и поверхностью. Это позволяет строить объемный профиль поверхности (рис. 11.3). В отличие от атомно-силового микроскопа сканирующий туннельный микроскоп может изучать только поверхности металлов или полупроводников.



Рис. 11.3. Игла сканирующего туннельного микроскопа, находящаяся на постоянном расстоянии (a) над слоями атомов исследуемой поверхности

Сканирующий туннельный микроскоп можно использовать и для перемещения какого-либо атома в точку, выбранную оператором. Например, если напряжение между иглой микроскопа и поверхностью образца сделать несколько больше, чем надо для изучения этой поверхности, то ближайший к ней атом образца превращается в ион и «перескочит» на иглу. После этого, слегка переместив иглу и изменив напряжение, можно заставить сбежавший атом «спрыгнуть» обратно на поверхность образца. Таким образом, можно манипулировать атомами и создавать наноструктуры.

Оптический пинцет — это устройство, использующее сфокусированный луч лазера для передвижения микроскопических объектов или для удержания их в определенном месте

Вблизи точки фокусировки лазерного луча свет тянет к фокусу все, что находится вокруг (рис. 11.4).

Луч лазера 2, падающий сверху на линзу фокусирующей системы 3, фокусируется внутри капли 1. При этом на каждую частицу 6, находящуюся в воде, действуют силы 5, результирующая которых 4 всегда направлена к фокусу.

Сила давления света на окружающие объекты невелика, но ее оказывается достаточно, чтобы ловить наночастицы в фокус лазерного луча.

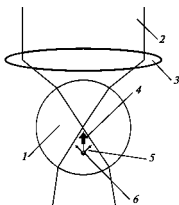


Рис. 11.4. Схематическое изображение оптического пинцета:
1 — капля; 2 — луч лазера; 3 — фокусирующая система; 4 — результирующая сила; 5 — силы, действующие на каплю; 6 — частица

Как только частица оказалась в фокусе, ее можно двигать вместе с лазерным лучом. С помощью оптического пинцета можно передвигать частицы размером от 10 нм до 10 мкм и собирать из них различные структуры.

Методы молекулярного дизайна

Развитие методов молекулярного дизайна (за счет перемещения атомов иглой *SPM*) привело к новым технологическим возможностям: сборке изделия «снизу-вверх» (создание изделия не за счет отделения части материала, например стружки, а формирование на микроуровне изделия из атомов или молекул). На сегодняшний день эти новые возможности реализованы в виде демонстрации поатомной сборки поверхностных наноструктур, имеющих огромное значение для развития электроники и вычислительной техники (наноэлектроника и наносенсорная техника).

Для нанотехники перспективны квантовые кластеры и сверхпроводящие структуры атомарного масштаба по одной, двум или трем координатам. В настоящее время разработаны тонкопленочные методы *CVD* (*Chemical Vacuum Deposition* — химическое вакуумное смещение) и *PVD* (*Physical Vacuum Deposition* — физическое вакуумное смещение) осаждения квантовых структур, квантовых точек, ям, проволок и колец. Например, выращивают кристаллы полупроводников с измененным расстоянием между отдельными атомами. При определенной толщине

такой полупроводник распадается на множество практически одинаковых островков и возникает множество квантовых точек. Получаются упорядоченные поверхностные квазирешетки из квантовых ям и точек (квази — как бы). Такие поверхности можно использовать в качестве лазерных источников света, фотопреобразователей, накопителей для записи информации размером $10...20$ нм при плотности записи 10^{12} бит/см².

Образцом для объемной наносборки (рис. 11.5) выступает природа, у которой то или иное вещество образуется самосборкой и которая имеет широкий выбор исходных структурных элементов для конструирования (атомы и молекулы). Если удастся приблизиться к реализации природного явления самосборки (самоорганизации) наночастиц, то получаются фантастические с точки зрения классического материаловедения результаты (рис. 11.6).

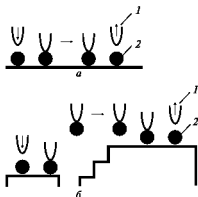


Рис. 11.5. Модель горизонтальной (а) и вертикальной (б) манипуляций с атомами на поверхности кристалла:
1 — игла SPM; 2 — перемещаемый атом



Рис. 11.6. Соотношение между прочностью и пластичностью стали

11.2. Графен, углеродные нанотрубки и фуллерены

Наноструктуры собирают не только из отдельных атомов, но и из молекулярных блоков.

Наиболее перспективным химическим элементом для такой сборки является графит, из которого получают графен, углеродные нанотрубки и фуллерены.

Графен

Графен (от англ. *graphene*) — это одиночный плоский лист, состоящий из атомов углерода, связанных между собой и образующих решетку правильного шестигранника (рис. 11.7). Расстояние между ближайшими атомами углерода в графене составляет около 0,14 нм.

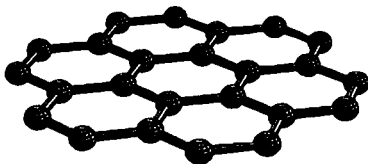


Рис. 11.7. Схематическое изображение графена

Графит представляет собой стопу листов графена. Графены в графите очень плохо связаны между собой и могут скользить друг относительно друга.

Существуют три способа получения графена.

Механический способ основан на механическом отщеплении или шелушении слоев графита. Он позволяет получать наиболее качественные образцы с высокой подвижностью носителей. Этот способ наиболее трудоемкий. *Термический способ* основан на термическом разложении подложки карбида кремния. *Химический способ* основан на использовании раствора аммиака в дистиллированной воде (для образования слабощелочной среды). Повышение pH раствора приводит к увеличению электростатического заряда на поверхности углеродных чешушек — графенов. Они начинают отталкиваться и больше не слипаются.

Высокая подвижность носителей тока при комнатной температуре делает графен перспективным материалом для использования в самых различных приложениях, в частности как будущую основу наноэлектроники и возможную замену кремния в интегральных микросхемах.

Углеродные нанотрубки

Одно из перспективных направлений в нанотехнологиях — использование углеродных нанотрубок.

Углеродные нанотрубки — это каркасные структуры или гигантские молекулы, состоящие только из атомов углерода.

Углеродную нанотрубку (рис. 11.8) можно представить, если мысленно свернуть в трубку графен.

Нанотрубки образуются самостоятельно, например, на поверхности угольных электродов при дуговом разряде между ними. При разряде атомы углерода испаряются с поверхности и, соединяясь между собой, образуют однослойные и многослойные нанотрубки (рис. 11.9).

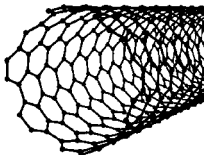


Рис. 11.8. Схематическое изображение однослойной углеродной нанотрубки



Рис. 11.9. Электронно-микроскопический снимок многослойных углеродных нанотрубок (увеличение 20 000-кратное)

Диаметр однослойных нанотрубок, как правило, около 1 нм, а их длина около 40 мкм. Они нарастают на катоде, перпендикулярно плоской поверхности его торца. Происходит так называемая самосборка углеродных нанотрубок из атомов углерода.

Углеродные нанотрубки можно применять в качестве высокопрочных микроскопических стержней и нитей (модуль Юнга у однослойной трубки доходит до $5 \cdot 10^3$ ГПа, что значительно больше, чем у высокопрочных сталей).

Углеродные нанотрубки, выращенные на подложке из кремния, напоминают щетку или густой лес (рис. 11.10). При достаточной длине «ворса» из нанотрубок его можно срезать и сплести в одну длинную нить. Можно из 1 см^2 «ворса» получить высокопрочную нить толщиной 20 мкм, а длиной несколько метров (прочность такой нити будет в 5–10 раз больше, чем у самых прочных на сегодняшний день композитов «угле-углепластик-кевлар»).

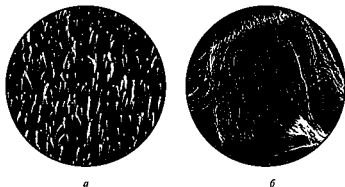


Рис. 11.10. Электронно-микроскопический снимок выращенных на подложке из кремния углеродных нанотрубок: *a* — увеличение 5000-кратное; *b* — увеличение 10 000-кратное

В зависимости от угла закручивания и строения нанотрубки могут обладать высокой, как у металлов, проводимостью, а могут иметь свойства полупроводников. Поэтому углеродные нанотрубки — перспективный материал для изготовления электрических проводов, интегральных микросхем (наносхем) и для соединения логических элементов внутри микроэлектронных устройств (сопротивление однослойной нанотрубки не зависит от ее длины).

Потенциальный диапазон применения распространяется от электронных дисплеев и сенсоров до наноэлектронных устройств и батарей.

Фуллерены

Атомы углерода, испарившиеся с разогретой поверхности графита, соединяясь друг с другом, могут образовывать не только нанотрубки, но и другие молекулы — выпуклые замкнутые многогранники в виде сферы или эллипсоида. В этих молекулах атомы углерода расположены в вершинах правильных шести- и пятиугольников, из которых составлена поверхность сферы или эллипсоида.

Все эти молекулярные соединения атомов углерода названы **фуллеренами** по имени американского инженера, дизайнера и архитектора Р. Бакминстера Фуллера, применявшего для постройки куполов своих зданий пяти- и шестиугольники.

Молекулы самого симметричного и наиболее изученного фуллерена, состоящего из 60 атомов углерода (C_{60}), образуют многогранник, состоящий из 20 шестиугольников и 12 пятиугольников и напоминающий футбольный мяч (рис. 11.11). Диаметр фуллерена C_{60} составляет около 1 нм.

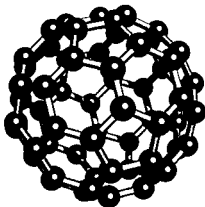


Рис. 11.11. Схематическое изображение фуллерена C_{60}

Изображение фуллерена C_{60} многие считают символом нанотехнологий.

Главной особенностью фуллеренов является их повышенная реакционная активность. Они легко захватывают атомы других веществ и образуют материалы с принципиально новыми свойствами. На их основе возникла новая стереохимия углеродов, позволяющая целенаправленно создавать новые органические молекулы и, следовательно, вещества с заданными формами и свойствами. Фуллерены

могут быть использованы как «нанокирпичики» для конструирования материалов с заданными параметрами. Молекулы фуллеренов являются сильными окислителями, так как атомы углерода в них обладают высокой электроотрицательностью и способны присоединять к себе до шести свободных электронов.

Фуллерен — структуры, содержащие щелочные металлы K_3C_{60} ; Rb_3C_{60} ; Cs_3C_{60} (*фуллериды*), обладают сверхпроводимостью. Температура фазового перехода зависит от постоянной решетки фуллерида. Температура сверхпроводящего перехода для системы $Rb - Pt - C_{60}$ превышает 40 К, для системы $Cu - C_{60}$ превышает температуру кипения азота. Таким образом, фуллериды при простом составе являются одними из самых высокотемпературных сверхпроводников.

Фуллерены могут применяться при производстве новых классов:

- сверхпроводников, полупроводников, магнетиков, сегнетоэлектриков, нелинейных оптических материалов;
- полимеров с заданными механическими, оптическими, электрическими, магнитными свойствами для записи и хранения информации;
- антифрикционных покрытий и смазок, в том числе на основе фторсодержащих соединений фуллеренов;
- соединений для фармакологии и медицины, в том числе противовирусные и нейротропные препараты, сорбенты для гемосорбции;

а так же при создании:

- новых технологий синтеза алмазов и алмазоподобных соединений сверхвысокой твердости (уже получены алмазоподобные структуры твердостью 150 000 МПа, тогда как твердость алмаза не превышает 100 000 МПа);
- новых типов катализаторов и сенсоров для определения состава жидких и газовых сред;
- новых видов топлив и добавок к топливам;
- капсул для безопасного захоронения радиоактивных отходов.

Контрольные вопросы

1. Как работает сканирующий зондовый микроскоп?
2. В чем состоит суть туннельного эффекта?
3. Что такое оптический пинцет, как он работает?
4. Опишите возможные области применения графенов, углеродных нанотрубок и фуллеренов.

ГЛОССАРИЙ

Абразивные материалы (абразив) — измельченные синтетические или естественные обогащенные зерна, твердость которых превышает твердость обрабатываемого материала.

Азотирование — диффузионное насыщение поверхностного слоя азотом в целях повышения твердости, износостойкости, предела выносливости, а также коррозионной стойкости стальных изделий.

Алгитирование — насыщение поверхности стали алюминием.

Аустенит — твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ .

Вторичная кристаллизация — образование новых кристаллов в твердом кристаллическом теле.

Выносливость — свойство материала выдержать, не разрушаясь, большое число повторно-переменных напряжений.

Высокопрочный чугун — чугун с шаровидным графитом.

Вязкость — свойство материала, не разрушаясь, поглощать в заметных количествах механическую энергию в необратимой форме.

Гексагональная плотнупакованная решетка — элементарная ячейка в виде шестигранной призмы, атомы расположены в вершинах и центре шестигранных оснований призмы, а три атома — в средней плоскости призмы.

Гетерогенная кристаллизация — зарождение кристаллов за счет роста на уже существующих центрах кристаллизации.

Гетеродиффузия — диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации.

Гомогенная кристаллизация — самопроизвольное зарождение кристаллов.

Гранцентрированный куб (ГЦК) — элементарная ячейка в виде куба, атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани.

Графен (от англ. *graphene*) — это одиночный плоский лист, состоящий из атомов углерода, связанных между собой и образующих решетку правильного шестигранника.

Диаграмма состояния — графическое изображение состояния любого сплава изучаемой системы в зависимости от концентрации его компонентов и температуры.

Диффузия — перемещения атомов в кристаллическом теле на величину, превышающую средние межатомные расстояния данного вещества.

Жаростойкость — способность сплава сопротивляться коррозионному воздействию высокотемпературной газовой среды.

Жаропрочность — способность материала длительное время (1—10 ч для ракетостроения; сотни часов — для авиационных турбин; несколько тысяч часов — для стационарных газовых и паровых турбин) сопротивляться деформированию и разрушению в условиях, когда рабочие температуры составляют от 30 до 50% от температуры плавления (30% — для стационарных газовых и паровых турбин; 45% — для авиационных турбин и 50% — для ракетостроения).

Жидкотекучесть — это способность жидких металлов и сплавов течь по каналам литейной формы, заполнять ее полости и четко воспроизводить рельеф отливки.

Закалка — термическая обработка, в результате которой в сплавах образуется неравновесная структура.

Зерно — отдельные кристаллы, образованные из множества элементарных кристаллов.

Изнашиваемость — свойство материала подвергаться поверхностному разрушению или повреждению под воздействием внешнего трения.

Износостойкость — сопротивление материалов деталей машин и других трущихся изделий износу.

Кластер (от англ. *cluster* — скопление) — объединение нескольких однородных элементов, которое может рассматриваться как самостоятельная единица, обладающая определенными свойствами.

Ковкий чугун — чугун с хлопьевидным графитом.

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

Контактная коррозия — усиленное коррозионное разрушение более электроотрицательного металла в контакте с более электроположительным.

Коррозионная выносливость — коррозионное разрушение под влиянием циклических нагрузок и электрохимического воздействия среды.

Коррозионно-стойкие — это стали, в которых процесс коррозии развивается с малой скоростью.

Кристаллическая решетка — воображаемая пространственная сетка, в узлах которой располагаются атомы (ионы), образующие твердое кристаллическое тело.

Ликвация — неоднородность химического состава по сечению детали или заготовки.

Литейные свойства сплава — свойства, характеризующие способность сплава к получению из него качественных отливок.

Межкристаллитная коррозия (МКК) — хрупкое коррозионное разрушение по границам кристаллов, возникающее в результате структурных превращений при обработке и эксплуатации.

Механические свойства материалов — свойства, определяющие поведение материала под воздействием приложенных внешних нагрузок.

Механические смеси — сплавы, у которых компоненты не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию с образованием соединения.

Нанотехнология — междисциплинарная технологическая область (электроника, оптика, машиностроение, энергетика, биофизика и др.), оперирующая процессами сборки на атомарном и кластерном уровнях, которые позволяют придать неорганическому или органическому материалу принципиально новые физико-механические, химические и эксплуатационные свойства.

Объемно-центрированный куб (ОЦК) — элементарная ячейка в виде куба, где атомы расположены в вершинах куба и один атом — в центре его объема.

Оптический пинцет — устройство, использующее сфокусированный луч лазера для передвижения микроскопических объектов или для удержания их в определенном месте.

Отжиг — термическая обработка, в результате которой сплавы приобретают структуру, близкую к равновесной.

Отпуск и старение — термическая обработка, в результате которых в ранее закаленных сплавах происходят фазовые превращения, приводящие к стабилизации структурного состояния.

Первичная кристаллизация — переход металла из жидкого или парообразного состояния в твердое с образованием кристаллической структуры.

Перекристаллизация — явление, при котором меняются форма и тип кристаллической решетки.

Период ячейки — расстояние между центрами ближайших атомов в элементарной ячейке.

Пластмассы — многокомпонентные искусственные материалы, изготовленные на основе полимеров.

Ползучесть — способность материала медленно и непрерывно деформироваться при постоянном напряжении и повышенной температуре.

Полимеры — высокомолекулярные вещества, макромолекулы которых состоят из многочисленных звеньев (мономеров) одинаковой структуры.

Полиморфизм (аллотропия) — способность металла существовать в различных кристаллических формах.

Порошковая металлургия — технология получения металлических порошков и изготовления изделий из них, а также из композиций металлов с неметаллами.

Прочность — сопротивление материала деформации и разрушению.

Радиационно-стойкие материалы — материалы, сохраняющие стабильность структуры и свойств в условиях нейтронного облучения.

Руда — горная порода, из которой технически возможно и экономически целесообразно в данных конкретных условиях извлекать металлы и их соединения.

Самодиффузия — перемещения атомов, не связанных с изменением концентрации в различных объемах.

Свариваемость — способность материала образовывать неразъемные соединения требуемого качества.

Серый чугун — чугун с пластинчатым графитом.

Сплав — вещество, полученное сплавлением двух или более элементов.

Способность материала к обработке давлением — способность материала, не разрушаясь, изменять размеры и форму под влиянием внешних нагрузок.

Твердость — свойство материала сопротивляться проникновению в него другого, более твердого тела.

Твердость абразивного инструмента — величина, характеризующая его свойство сопротивляться нарушению сцепления между зернами и связкой при сохранении характеристик инструмента в пределах установленных норм.

Твердый раствор — фаза, в которой один из компонентов сплава (растворитель) сохраняет свою кристаллическую решетку, а другой (или другие компоненты) располагаются в решетке растворителя, изменяя ее периоды.

Термическая обработка — технологические процессы, представляющие собой совокупность операций нагрева, изотермической выдержки и охлаждения металлических изделий с целью изменения структуры сплава и обеспечения необходимых его свойств (механических, технологических, эксплуатационных и др.).

Термоэлектронная эмиссия — способность испускать электроны при нагреве.

Технологические свойства — свойства материалов, характеризующие его способность подвергаться различным способам холодной и горячей обработки.

Точечная коррозия — местный вид коррозионного разрушения в электрохимически неоднородной коррозионной среде.

Точка ликвидус — точка, отвечающая началу кристаллизации.

Точка солидус — точка, отвечающая концу кристаллизации.

Уирутость — свойство материала восстанавливать первоначальную форму после снятия нагрузки.

Усадка — свойство литейных сплавов уменьшаться в объеме и линейных размерах при затвердевании и охлаждении.

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

Феррит — твердый раствор внедрения углерода в Fe_{α} .

Флуктуация концентрации — временно возникающие отклонения химического состава в отдельных малых объемах жидкости от среднего ее состава.

Флюсы — это материалы, загружаемые в плавильную печь для получения шлака — легкоплавкого соединения с пустой породой и золой топлива.

Хладостойкие материалы — материалы, сохраняющие достаточную вязкость при низких температурах от 0 до $-269^{\circ}C$. Эти материалы применяются для изготовления изделий.

Хрупкость — свойство материала разрушаться без заметного поглощения механической энергии в необратимой форме.

Цементит — карбид железа Fe_3C .

Цианирование — одновременное насыщение стали углеродом и азотом.

Чугун — железоуглеродистый сплав, содержащий более 2,14% углерода и затвердевающий с образованием эвтектики.

Элементарная ячейка — наименьший параллелепипед (кристалл), дающий представление об атомной структуре и свойствах металла во всем объеме.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Атлас микроструктур сталей, применяемых в автомобилестроении / А. К. Тихонов, М. Д. Копыл, Н. В. Недорезова, А. Н. Черданцев. Тольятти : Изд-во АО «АвтоВАЗ», 1999.
2. Конструкционные материалы / Б. Н. Арзамасов, Н. А. Бродстрем, Н. А. Буше ; под ред. Б. Н. Арзамасова. М. : Машиностроение, 1990.
3. *Лякишев Н. П.* Нанокристаллические структуры — новое направление развития конструкционных материалов // Вестник РАН. 2003. Т. 73, № 5.
4. Материаловедение : учебник для вузов // Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин, Н. М. Рыжов, В. И. Силаева ; под ред. Б. Н. Арзамасова и Г. Г. Мухина. М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001.
5. Материаловедение : учебник для вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева, 3-е изд. М. : Машиностроение, 1990.
6. Определение механических свойств материалов / А. Г. Вербицкая, В. И. Киринос. М. : Изд-во стандартов, 1984.
7. Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов / И. М. Буланов, В. В. Воробей. М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1998.
8. *Чеховой А. Н.* Нанотехнология вокруг нас. Синергетика конструирования в промышленности и экологии : монография. М. : Изд-во Российской инженерной академии, 2005.