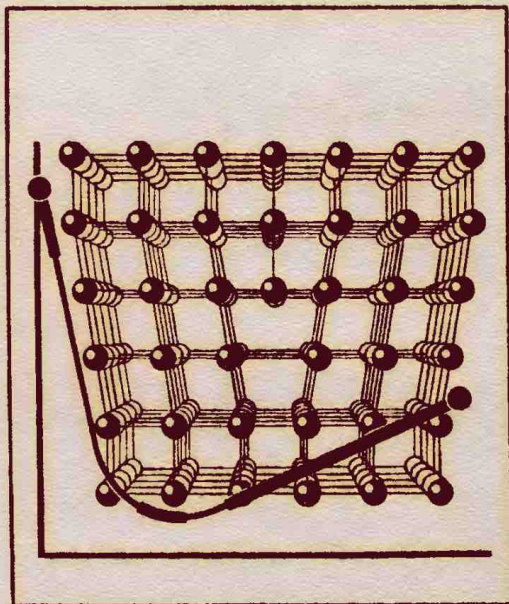


МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



« МАШИНОСТРОЕНИЕ »

Рецензент д-р техн. наук проф. И. С.
Редактор А. А. Сальников

Материаловедение: Учебник для
 М34 **русских учебных заведений.** Б.
 И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и
 ред. Б. Н. Арзамасова.— 2-е изд.,
 М.: Машиностроение, 1986.— 384 с.
 В пер.: 1 р. 60 к.

Изложены закономерности формирования структуры кристаллов в процессе кристаллизации из жидкого состояния, а также влияния термической обработки. Показано влияние структуры на свойства материалов и их зависимость от условий работы. Рассмотрено применение различных технологических способов обработки металлов с целью изменения их свойств.

Второе издание (1-е изд. 1976 г.) написано в соответствии с программой курса.

М $\frac{2108000000-159}{038(01)-86}$ 159-86

© Издательство

© Издательство «Машиностроение»

Глава 1. Строение и свойства материалов	8
1.1. Элементы кристаллографии	9
1.2. Влияние типа связи на структуру и свойства кристаллов	13
1.3. Фазовый состав сплавов	20
1.4. Дефекты кристаллов	26
1.5. Диффузия в металлах и сплавах	29
1.6. Жидкие кристаллы	30
1.7. Структура полимеров, стекла и керамики	32
Глава 2. Формирование структуры литейных материалов	37
2.1. Самопроизвольная кристаллизация	37
2.2. Несамопроизвольная кристаллизация	40
2.3. Форма кристаллов и строение слитков	41
2.4. Получение монокристаллов	43
2.5. Аморфное состояние металлов	44
Глава 3. Влияние химического состава на равновесную структуру сплавов	46
3.1. Методы построения диаграмм состояния	46
3.2. Основные равновесные диаграммы состояния двойных сплавов	48
3.3. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов	55
3.4. Влияние легирующих элементов на равновесную структуру сталей	61
Глава 4. Формирование структуры деформируемых металлов и сплавов	66
4.1. Пластическая деформация моно- и поликристаллов	66
4.2. Возврат и рекристаллизация	74
Глава 5. Термическая обработка металлов и сплавов	80
5.1. Определения и классификация	80
5.2. Основное оборудование для термической обработки	81

эвтектичным превращением
5.6. Основные виды обработки стали

Глава 6. Химико-термическая обработка металлов и сплавов	
6.1. Общие закономерности	
6.2. Диффузионное насыщение металлов азотом	
6.3. Диффузионное насыщение металлов углеродом	

2. МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В МАШИНО- И ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Раздел первый. КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Глава 7. Конструкционные материалы	
7.1. Общие требования к конструкционным материалам	
7.2. Конструкционные материалы и критерии выбора	
7.3. Методы повышения прочности	
7.4. Классификация конструкционных материалов	
Глава 8. Стали, обладающие высокой статической прочностью	
8.1. Классификация конструкционных сталей	
8.2. Влияние углерода и примесей на свойства сталей	
8.3. Углеродистые стали	
8.4. Легированные стали	

стью поверхности	190
10.4. Антифрикционные материалы	194
10.5. Фрикционные материалы	199

Глава 11. Материалы с высокими упругими свойствами	201
11.1. Рессорно-пружинные стали	202
11.2. Пружинные материалы приборостроения	203

Глава 12. Материалы с малой плотностью	207
12.1. Сплавы на основе алюминия	207
12.2. Сплавы на основе магния	218
12.3. Неметаллические материалы	223

Глава 13. Материалы с высокой удельной прочностью	232
13.1. Титан и сплавы на его основе	232
13.2. Бериллий и сплавы на его основе	243
13.3. Композиционные материалы	247

Глава 14. Материалы, устойчивые к воздействию температуры и рабочей среды	269
14.1. Коррозионно-стойкие материалы	269
14.2. Жаростойкие материалы	278
14.3. Жаропрочные материалы	284
14.4. Хладостойкие материалы	295
14.5. Радиационно-стойкие материалы	299

Глава 17. Материалы с особыми физическими свойствами	201
17.1. Материалы с высокой электропроводимостью	202
17.2. Полупроводники	203
17.3. Диэлектрики	203

Раздел третий. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Глава 18. Материалы для изготовления измерительных инструментов	223
18.1. Материалы для изготовления измерительных инструментов	223
18.2. Стали для изготовления измерительных инструментов	223

Глава 19. Стали для изготовления инструментов для обработки металлов давлением	247
19.1. Стали для изготовления инструментов для обработки металлов давлением	247
19.2. Стали для изготовления инструментов для обработки металлов давлением	247

Приложение	299
Список литературы	299
Предметный указатель	299

тяжении многих лет читают в Московском высшем техническом училище им. Н. Э. Баумана. Первый в нашей стране учебник по курсу «Материаловедение» для машиностроительных вузов был издан в МВТУ профессором И. И. Сидориным в 1930 г.

Учебник «Основы материаловедения» вышел в свет в 1976 г. под редакцией заслуженного деятеля науки и техники РСФСР, доктора технических наук профессора И. И. Сидорина. С тех пор произошли изменения в науке о материалах, были созданы новые сплавы и композиционные материалы, изменились программы курсов «Материаловедение» для машиностроительных и приборостроительных специальностей вузов. В связи с этим во второе издание учебника внесены соответствующие изменения и дополнения. В частности, ав-

эксплуатационным стандартизуемым стандартом лит будущим конструкциям лучше ориентировать материалы для деталей.

Некоторые из вопросов, рассмотренных в учебнике, являются важными для машиностроения, приборостроения, а также для определения ответственности за качество изделий, что определяет ответственность вуза.

Авторский коллектив учебника возглавляет доктор технических наук профессор И. С. Козловский. В процессе написания учебника были получены ценные советы и рекомендации при рецензировании коллективу кафедры «Материаловедение» МВТУ им. Н. Э. Баумана. Мы надеемся, что учебник окажется полезным и поможет при подготовке специалистов в области материаловедения.

Введение

Материаловедением называют прикладную науку о связи состава, строения и свойств материалов. Решение важнейших технических проблем, связанных с экономией материалов, уменьшением массы машин и приборов, повышением точности, надежности и работоспособности механизмов и приборов во многом зависит от развития материаловедения. Непрерывный процесс создания новых материалов для современной техники обогащает науку

о материалах, способствует появлению новых технологий. Важную роль сыграла композиционная роль сплавов, полимерные материалы, композитные материалы, сверхпроводники и др. В электронике и радиотехнике и др.

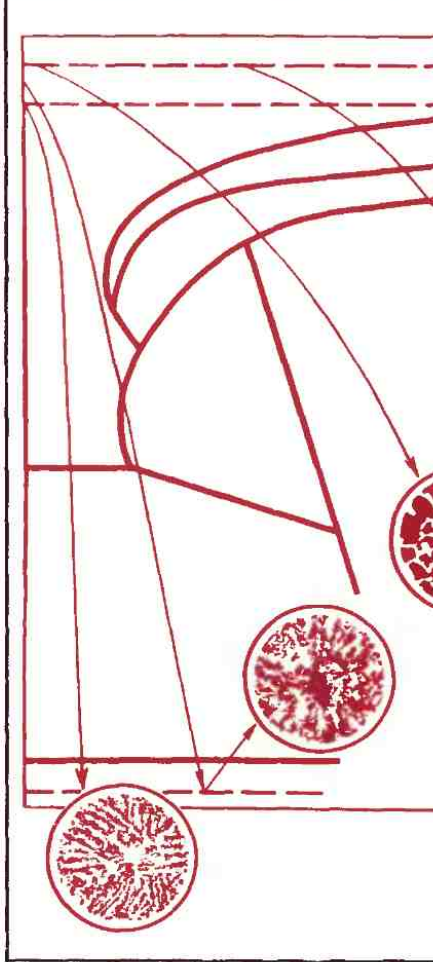
Теоретической основой материаловедения являются основы физики и химии. В последние десятилетия о материалах в ос-

Изучение физических (плотность, электропроводимость, теплопроводность, магнитная проницаемость и др.), механических (прочность, пластичность, твердость, модуль упругости и др.), технологических (жидкотекучесть, ковкость, обрабатываемость резанием и др.) и эксплуатационных свойств (сопротивление коррозии, изнашиванию и усталости, жаропрочность, хладостойкость и др.) позволяет определить области рационального использования различных материалов с учетом экономических требований.

Большой вклад в развитие науки о материалах внесли русские и советские ученые. П. П. Аносов (1799–1851 гг.) впервые установил связь между строением стали и ее свойствами. Д. К. Чернов (1839–1921 гг.), открывший полиморфизм стали, всемирно признан основоположником научного металловедения. Большое значение в развитии методов физико-химического исследования и классификации сложных фаз в металлических сплавах имели работы

Работы крупные
А. М. Бутлерова
шего теорию хим
ганических соеди
ную основу для
ких полимерных
работ С. В. Лебед
ло создано промыш
синтетического ка
ние для развития
лов имели стру
В. А. Каргина и

Среди зарубежных
вклад в изучени
сплавов внесли
ция), Р. Аустен
(Франция) и др.
структурные иссл
вели М. Лауэ и
У. Г. Брэгг и У.
роко известны
Р. Мейла (США
в области теории
в сплавах. Над
материалов рабо
и Д. Натта (Ита



твердыми, т. е. сохраняют приданную им форму, до вполне определенной температуры, при которой они переходят в жидкое состояние. При охлаждении процесс идет в обратном направлении. Переход из одного состояния в другое протекает (рис. 1.1) при определенной температуре плавления.

Аморфные тела при нагреве размягчаются в большом температурном интервале, становятся вязкими, а затем переходят в жидкое состояние. При охлаждении процесс идет в обратном направлении.

Кристаллическое состояние твердого тела более стабильно, чем аморфное.

Аморфные тела в отличие от жидкостей имеют пониженную подвижность частиц. Аморфное состояние можно за-

20–25 °С, а в некоторых формации, нестабильности твердого тела при нагреве или полном переходе в жидкое состояние.

Примерами таковыми могут служить помутнение стекла при нагреве, частичная кристаллизация при длительном использовании, кристаллизация при охлаждении расплава, кристаллизация при нагреве и дополнительная кристаллизация при повторном нагреве капроновой нити после ее растяжения, возникающая при повторном нагреве кристаллизированная часть — аморфная.

Кристаллическое

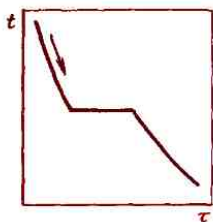
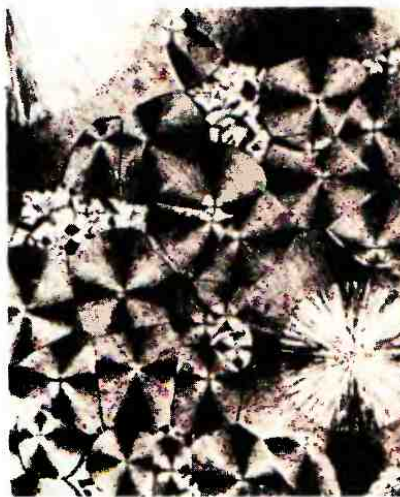


Рис. 1.1. Кривые охлаждения кристаллических тел

Рис. 1.2. Структура кремнистого полимера после повторного нагрева



турных составляющих и применяемых методов их выявления используют следующие понятия: тонкая структура, микро- и макроструктура.

Тонкая структура описывает расположение элементарных частиц в кристалле и электронов в атоме. Изучается дифракционными методами (рентгенография, электронография, нейтронография). Анализируя дифракционную картину, получаемую при взаимодействии атомов кристалла с короткими волнами ($\lambda = 10^{-10} \div 10^{-12}$ м) рентгеновских лучей (или волн электронов, нейтронов), можно получить обширную информацию о строении кристаллов.

Большинство материалов состоит из мелких кристалликов (зерен). Наблюдать такие мелкие структурные составляющие — *микроструктуру* возможно с помощью оптического (размером до 10^{-7} м) или электронного (размером до $2 \cdot 10^{-10}$ м) микроскопа.

Микроскопические методы дают возможность определить размеры и форму кристаллов, наличие различных по своей природе кристаллов, их распределение и относительные объемные количества, форму инородных включений и микропустот, ориентирование кристаллов, наличие специальных кристаллографических признаков (двойникование, линии скольжения и др.). Это далеко не полное перечисление характеризует обширность тех сведений, которые можно получить при помощи микроскопа.

очень ценным методом.

1.1. Элементы кристаллографии

Кристаллическая решетка — упорядоченное расположение элементарных частиц (атомов, молекул), из которых построены кристаллы. Частицы расположены до соприкосновения, но закономерно, периодически. Различают кристаллические решетки с различным типом симметрии (рис. 1.3, а). Кристаллическая решетка — пространственное изображение элементарных частиц (рис. 1.3, б), отсюда — название кристаллической решетки — *пространственная решетка*.

Если в кристалле провести три взаимно перпендикулярных оси x, y, z , не лежащих в одной плоскости, то расстояния между частями кристалла по этим направлениям будут неодинаковы и соответствующим образом обозначаются a, b, c .

Плоскости, параллельные осям x, y, z , называются *плоскостями кристаллической решетки*. Плоскости, параллельные осям a, b, c друг от друга, называются *плоскостями кристаллической решетки*. Множество параллельных плоскостей, параллельно ориентированных, образует *пространственную решетку* — параллелепипед называется *элементарной ячейкой*. Последовательность элементарных ячеек образует кристаллическую решетку.

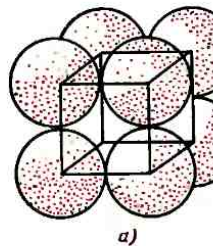


Рис. 1.3. Расположение элементарных частиц в кристалле:
а — пространственное изображение

образует пространственную кристаллическую решетку. Вершины параллелепипеда называют узлами пространственной решетки. С этими узлами совпадают центры тяжести элементарных частиц, из которых построен кристалл.

Пространственные кристаллические решетки полностью определяют строение кристалла.

Для описания элементарной ячейки кристаллической решетки используют шесть величин: три отрезка, равные расстояниям до ближайших элементарных частиц по осям координат a , b , c , и три угла между этими отрезками α , β , γ .

Соотношения между этими величинами определяют форму ячейки. По форме элементарных ячеек все кристаллы подразделяют на семь систем (табл. 1.1).

Размер элементарной ячейки кристаллической решетки оценивают отрезки a , b , c . Их называют периодами решетки. Зная периоды решетки, можно определить ионный или атомный радиус элемента. Он равен половине наименьшего расстояния между частицами в решетке.

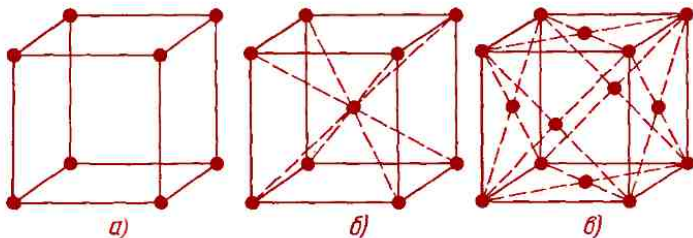
В большинстве случаев решетки сложны, так как элементарные частицы находятся не

одну ячейку все одной частицы. На ячейку (рис. 1.4, б) одна от вершины которая относится В гранецентрирован имеется четыре ча и три от шести пер так как элементар в центре плоскости к двум ячейкам.

Система, периодичность на элементар определяют располо стии в кристалле.

В ряде случаев тельные характери щетки, вытекающие жающие плотности частиц в кристалле ми являются коорд фициент компактно

Число ближайш элементарных частиц ное число. Наприм центрированного к атома число таких ми (К8). Для проо координационное ч гранецентрированн



Отношение объема всех элементарных частиц, приходящихся на одну элементарную ячейку, ко всему объему элементарной ячейки определяет коэффициент компактности. Для простой кубической решетки этот коэффициент равен 0,52, для ОЦК—0,68 и ГЦК—0,74.

Оставшееся пространство образуют поры, которые дифференцируют на октаэдрические и тетраэдрические.

Центры этих пор показаны маленькими точками на решетке ГЦК (рис. 1.5). Радиус октаэдрической поры составляет 0,41 радиуса элементарной частицы, а радиус тетраэдрической поры—лишь 0,22.

Для многих кристаллов характерна плотная упаковка элементарных частиц. Если элементарные частицы изобразить в виде шаров, а для большинства частиц это справедливо, так как они обладают шаровой симметрией, то при упаковке получаются структуры, показанные на рис. 1.6.

Рис. 1.7. Элементарные ячейки кристаллических решеток:

a, c — ГПУ; *b, d* — ГЦК; *e*, *e* — ОЦК

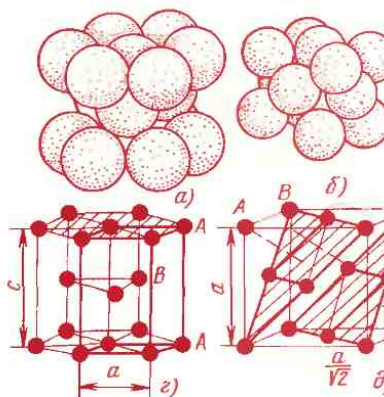


Рис. 1.6. Плотная упаковка шаров

На первый слой шаров в лунки *1* накладываются шары обозначенных *B*. Для второго слоя шаров возможны два варианта укладки. Если шары укладываются над лунками первого слоя, то получается гексагональная решетка. Если шары укладываются над лунками второго слоя, то получается гранчатая решетка (вверху).

Шестигранная решетка имеет гексагональную кристаллическую решетку. В этом отношении подчеркивается гексагональная (шестиугольная) элементарная ячейка является кубической. Угол $\alpha = \beta = 90^\circ$; $\gamma = 120^\circ$.

ние гексагональных структур с отношением параметров, отличающихся от значения 1,633, а также структуры объемно-центрированного куба (см. рис. 1.7).

Кристаллографические индексы. По параллельным направлениям свойства одинаковы, поэтому достаточно указать для всего семейства параллельных прямых одно направление, проходящее через начало координат. Это дает возможность определить направление прямой только одной точкой, так как другой всегда служит начало координат. Такой точкой является узел кристаллической решетки, занимаемый элементарной частицей. Координаты этого узла выражают целыми числами u, v, w в единицах отрезков a, b, c , заключают в квадратные скобки $[u, v, w]$ и называют *индексами направления*. Их всегда выражают целыми числами, а отрицательное значение индекса обозначается знаком минус над индексом (рис. 1.8, а).

Положение плоскости в пространстве определяется отрезками, отсекаемыми плоскостью по осям x, y, z . Эти отрезки выражают целыми числами m, n, p в единицах отрезков a, b, c . Принято за индексы плоскостей брать обратные отрезки: $h = 1/m; k = 1/n; l = 1/p$. Три этих числа h, k, l , заключенные

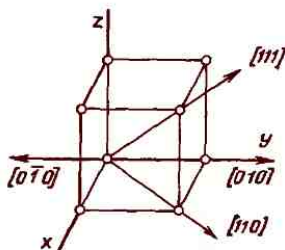
го основания при $\sqrt{3} < 1,633$ плоскостями hkl же и плоскости hkl

Анизотропия. Э кристалла от н щая в результате положения атом в пространстве.

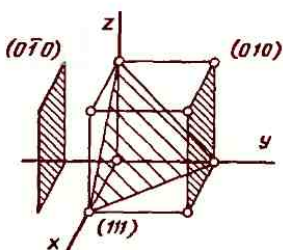
Свойства кри взаимодействием расстояния между кристаллографически различными, а поэтому различны.

Анизотропия кристаллов. Наиболее выражена в кристаллах, обладающих моноклинной симметрией (рис. 1.2).

Из приведенных коэффициентов расширения в кристаллах перпендикулярных направлениях анизотропия резко проявляется в кристаллах моноклинной



а)



б)

Анизотропия свойств кристаллов проявляется при использовании *монокристаллов*, полученных искусственным путем. В природных условиях кристаллические тела — *поликристаллы*, т. е. состоят из множества мелких различно ориентированных кристаллов. В этом случае анизотропии нет, так как среднестатистическое расстояние между атомами по всем направлениям оказывается примерно одинаковым. В связи с этим поликристаллические тела считают *многоизотропными*. В процессе обработки давлением поликристалла кристаллографические плоскости одного индекса в различных зернах могут ориентироваться параллельно. Такие поликристаллы называют *текстурованными*,

в интервалах значительных деформаций, как это видно из диаграммы упругости меди (рис. 1.1). Прочность и пластичность меди изменяются от направления (сдвиг $\delta = 10 \div 50\%$). Для чистой меди $\sigma_n = 250$ МПа.

1.2. Влияние типа связи на свойства кристаллов

Тип связи, возникающей между атомными частицами, определяется электростатическим взаимодействием атомов, вступающих в связь. Элементарные частицы сближаются на определенное расстояние, которое обеспечивает наибольшую термодинамическую устойчивость. Расстояния между частицами, находящимися под действием сил, действующих в противоположные стороны, определяются балансом притягивающих и отталкивающих сил. Силы притяжения возникают благодаря взаимодействию положительно и отрицательно заряженных частиц собственного атома, молекулы или только положительно заряженных атомов. Силы отталкивания возникают в результате взаимодействия отрицательно заряженных частиц атомов при их сближении.

Силы отталкивания возникают при сильном сближении

ТАБЛИЦА 1.2. Температурный коэффициент линейного расширения кристаллов

Система	Кристалл	α_1	α_2	α_3
		°C ⁻¹		
Моноклинная	Нитроанилин	150	8	24
Ромбическая	U _α	82	-1,5	23
Гексагональная	Графит	-1,5	-1,5	28
	Zn	8	8	65
Тетрагональная объемно-центрированная (ТОЦ)	Sn _β	31	31	16
	Кубическая	Алмаз	0,6	0,6
	Cu	17	17	17

Рис. 1.9. Изменение силы взаимодействия (а) и энергии связи (б) при сближении атомов в кристалле

нее, чем силы притяжения (рис. 1.9). Уравновешивание сил происходит при сближении элементарных частиц на расстояние d_0 . Этому сближению соответствует минимум энергии связи $E_{св}$, что делает кристалл термодинамически стабильным. Она определяет температуры плавления, испарения, модуль упругости, температурный коэффициент линейного расширения и др.

Электронное строение атомов при сближении в кристалле претерпевает существенные изменения. Энергетические подуровни превращаются в зоны, которые, перекрываясь, делают возможным обмен и обобществление валентных электронов. Плотность заполнения электронами валентных зон определяет электрические и тепловые свойства.

Наличие незаполненных подуровней в валентной зоне кристаллов, что наблюдается в металлах, обеспечивает кристаллам хорошую электропроводимость (см. п. 17.1).

При полном заполнении валентной зоны такой переход возможен только в том случае, если электроны сумеют преодолеть зону запрещенных энергий и перейдут в зону более высоких энергий, имеющую свободные подуровни. Для такого перехода электрону

дают хорошей температурной энергией. Энергетические зоны обладают значительной шириной, так как основана на взаимодействии атомов.

Магнитные свойства зависят от заполнения зон. При незаполненных зонах собственные моменты не сориентированы, в результате получается парамагнетиком. При заполнении зон кристалл становится диамагнетиком (п. 15.1).

Все кристаллы различаются по типу химической связи: ионные, ковалентные, металлические и ионно-ковалентные. Однако в кристаллах металлов, так как в них действует несколько типов связей.

Молекулярные кристаллы, в которых действуют силы Ван-дер-Ваальса, встречаются между любыми типами кристаллов (ионами, атомами, молекулами), но для многих кристаллов в сравнении с другими кристаллами действуют преимущественно молекулярными силами.

В кристаллах Ван-дер-Ваальса связь между атомами, молекулами, ионами, атомами и свойствами кристаллов.

Кристалл	Ag	CH ₄	Алмаз
Энергия, кДж/г-атом (кДж/моль)	7,5	10	750
Тип связи	Молекулярная		Ковалентная

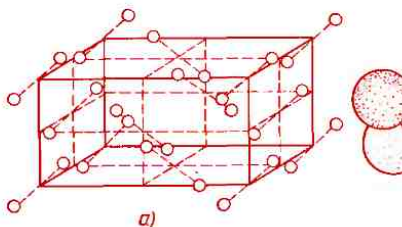
Известно, что аргон, так же как и другие инертные газы, может переходить в жидкое и даже твердое состояние при очень низких температурах и больших давлениях.

Атомы инертных газов имеют полностью достроенные энергетические уровни, а поэтому при сближении атомов обмен электронами невозможен. Возникновение сил притяжения между атомами объясняют мгновенной поляризацией атомов при сближении (рис. 1.10).

Аналогичные силы действуют между молекулами с насыщенными связями в кристаллах двухатомных газов H_2 , N_2 , Cl_2 , существование которых также возможно лишь при очень низких температурах и больших давлениях; в кристаллах I_2 , H_2O , CO_2 , а также CH_4 и других органических веществах — при нормальных условиях.

Силы Ван-дер-Ваальса не имеют направленного характера, так как мгновенный диполь образуется с каждым из соседних атомов. В результате атомы, стремясь увеличить число соседей в кри-

Рис. 1.11. Кристаллическая решетка иода:
a — схема; *б* — пространственное изображение



сталлических условиях нормальных условиях. Кристаллы, как кристалл построены из нейтральных атомов, энергетически достроены.

Для полимеров м... определяет больш... коэффициенты лин... (см. табл. 1.2, нитр...

Ковалентные кристаллы, в которых ковалентный тип связи. Группы IV, V, VI электроотрицательности большой потенциал, пая во взаимодействии с другими групп, отбирают электроны, достраивая ковалентную связь; при взаимодействии атомы обобществляют электроны с соседними атомами, достраивая таким образом ковалентные кристаллы.

Ковалентные кристаллы образуют атомы углерода, кремния, германия, сурьмы, висмута и мышьяка. Число атомов, с

находятся два электрона. Оба электрона молекулы водорода принадлежат обоим атомам и, вследствие перекрытия валентных зон, все время «кочуют» от одного атома к другому, образуя обменные ковалентные силы.

В ковалентных кристаллах в узлах кристаллической решетки располагаются атомы, между которыми действуют те же силы.

Например, атом углерода имеет четыре валентных электрона, посредством которых он образует четыре направленные связи и вступает в обменное взаимодействие с четырьмя соседними атомами. Между каждой парой атомов происходит обмен валентными электронами, подобно атомам в молекуле водорода.

В природе углерод встречается в двух кристаллических формах (рис. 1.12). Обе кристаллические решетки характеризует наличие у каждого атома четырех сосе-

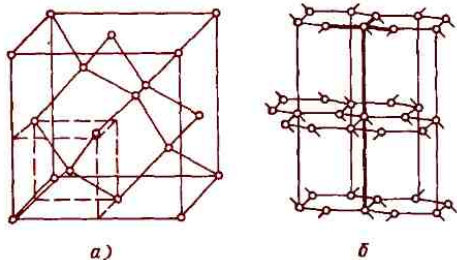


Рис. 1.12. Кристаллические решетки алмаза (а) и графита (б)

в первую очередь между слоями, чем какая твердость по линейного расширения влени действия (см. табл. 1.2).

Ковалентная направленностью. вступает в обмен с определенным мов. Вследствие лентных кристалл компактно и образ структуры с координационным числом шетка алмаза и число 4 (К4).

Направленность и неплотнупакские структуры пластичности и высамый твердый материал.

Вследствие бо ковалентные кристаллы встречаются высокими температурами (у алмаза она равна 3550°С).

Образование зон при такой структуре валентные кристаллы и даже диэлектрики. Хорошая проводимость графита — одной из четырех связей Ван-дер-Ваальса — чего появляются электрического тока.

группы В. Они электроположительны, так как имеют малый потенциал ионизации. В металлическом кристалле при взаимодействии с элементами других групп атомы легко отдают свои валентные электроны и превращаются в положительный ион.

При взаимодействии друг с другом валентные энергетические зоны атомов перекрываются, образуя общую зону со свободными подуровнями. Это дает возможность валентным электронам свободно перемещаться в пределах этой зоны. Происходит обобществление валентных электронов в объеме всего кристалла.

Таким образом, валентные электроны в металле нельзя считать потерянными или приобретенными атомами. Они обобществлены атомами в объеме всего кристалла, в отличие от ковалентных кристаллов, в которых такое обобществление ограничено одной парой атомов.

Металлическая связь ненаправленная, так как каждый атом стремится притянуть к себе как можно больше соседних атомов. Следствием этого является высокое координационное число и большая компактность кристаллических структур металлов. Как указывалось, большим координационным числом, характеризующим компактность решетки, обладают кристаллические структуры ГЦК и ГПУ. Гранецентрированную кубическую решетку ГЦК имеют металлы Ni, Ag, Cu, Au, Fe_γ, Pt, Al и Pb. Гексагональную плотноупакованную решетку

с/а больше 1,633 (Z — положение атомов м, z — отношение c/a м Zr_γ).

Возникновением связей и несферическим объясняют так кристаллических структур. Структура не областью упаковки кристаллическую структуру ОЦК имеют V, Ta, Ti_β, Nb, Zr_β.

Среди металлов кристаллических структур распространены морфизма — способные к изменению при разложении (или давлении) им кристаллических структур кристаллические структуры *типическими формами*. Низкотемпературную называют α, а высокотемпературную γ, δ и т. д.

Стабильность монокристаллической структуры при определенной температуре определяется значением потенциальной энергии (G)

$$G =$$

Более стабильной при данной температуре будет монокристаллическая структура с меньшим значением G.

¹ В термодинамическом выражении приведена в кельвинах, в скобках Цельсия.

малой энтальпии H , либо большой энтропии S .

В металлических кристаллах плотноупакованные структуры ГПУ ($K = 12$) и ГЦК ($K = 12$) (рис. 1.13) вследствие меньшей энтальпии устойчивы при низких температурах (до T_1). Более «рыхлая» структура ОЦК ($K = 8$) имеет большую энтропию, а поэтому устойчива при повышенных температурах. Этим объясняется стабильность ОЦК решетки при повышенных температурах во многих металлах Ti, Zr, Fe, U. Стабильность ОЦК решетки в железе и при низких температурах связывают с возрастанием электронной составляющей энтропии.

Стабильность модификаций может меняться в связи с изменением типа связи. При низких температурах благодаря большой энергии ковалентной связи, а следовательно, и малой энтальпии стабильна модификация олова с решеткой алмаза Sn_{α} , которая при нагреве сменяется модификацией Sn_{β} с более слабой металлической связью.

Температурным полиморфизмом обладают около тридцати металлов (табл. 1.4). Быстрое охлаждение может сохранить высокотемпературную модификацию в течение длительного времени при температурах 20–25°C, так как низкая диффузионная подвижность атомов при таких температурах не способна вызвать перестройку решетки.

Кроме того, известен полиморфизм под влиянием температуры и давления.

Кобальт	ГЦК
	ОЦК
	ГПУ
	ГЦК

При нагреве до $\sim 10^{10}$ Па углерод перекристаллизуется при больших давлениях на низкотемпературную гексагональную решетку. Рост давления приводит к превращению при температурах менее плотности упаковки в плотную упаковку в плотную упаковку в плотную упаковку. В Ge, Si и Sn_{α} при обнаружено превращение кристаллов с решеткой в металлические кристаллы с гексагональной объемноцентрированной решеткой ($K = 8$).

Энергия металлов несколько меньше, чем у ковалентной связи, поэтому в большинстве случаев, по сравнению с ковалентными кристаллами, при низких температурах модуль упругости и температурный коэффициент температурного расширения.

Для большинства металлов при нагреве энергия связи $E_{\text{св}}$, температура плавления $t_{\text{пл}}$, энергия активации $E_{\text{упр}}$, энергия активации диффузии $Q_{\text{диф}}$; коэффициент температурного расширения α , наоборот, уменьшаются.

Титан	460	1852	9,6	70	92	6,5
Цирко- ний	—	1875	6,2	280	310	7,1
Хром	—	1919	8,7	135	398	6,1
Ванадий	—	2468	7,2	124	398	8,6
Ниобий	670	2625	5,1	334	424	10,2
Молиб- ден	—	3000	6,5	185	460	16,6
Тантал	880	3410	4,4	420	500	19,3
Воль- фрам						

Закономерность обнаружена экспери-
ментально и имеет ряд исключений.
В их числе: аномально завышен модуль
упругости у Fe , что позволяет использо-
вать его сплавы как материалы повы-
шенной жесткости (см. гл. 13). Металлы
 Ti и Zr имеют заниженные значения не
только модуля упругости, но и энергии
активации самодиффузии. Последнее
объясняет их пониженную жаропроч-
ность.

Приведенные в табл. 1.5 значения $E_{\text{св}}$
определены по теплоте испарения; $E_{\text{упр}}$
и $Q_{\text{диф}}$ даны для поликристаллов, при-
чем $E_{\text{упр}}$ для температуры 25°C , а $Q_{\text{диф}}$
для низкотемпературных модификаций
полиморфных металлов.

Вследствие ненаправленности метал-
лической связи и образования плотно-
упакованных структур металлические
кристаллы более пластичны и менее
тверды, чем ковалентные кристаллы.
Хорошая электрическая проводимость
обеспечивается наличием свободных
подуровней в валентной энергетической
зоне.

ние электронов. Эле-
мент теряет ва-
превращаясь в пол-
электроотрицательн-
его, достраивая тем
ную зону до устойчи-
как у инертных газо-
узлах ионного крист-
ионы.

Представитель э-
сталл оксида FeO ,
состоит из отрица-
ионов кислорода и
жженных ионов желе-
за.

Перераспределени-
тронов при ионной
между атомами од-
атомом железа и од-
рода).

Для ковалентных
национное число A
и возможный тип р-
ся валентностью эле-
кристаллов координ-
ределяется соотноше-
таллического и неме-
так как каждый ион
тянуть к себе как м-
противоположного
щетки укладываются
диаметров.

Радиус неметалли-
ше радиуса металли-
металлические ионы
в кристаллической
ной ионами немета-
сталлах координаци-

шение равно 0,54. На рис. 1.14 приведена кристаллическая решетка FeO. Ионы кислорода образуют ГЦК решетку, ионы железа занимают в ней поры. Каждый ион железа окружен шестью ионами кислорода, и, наоборот, каждый ион кислорода окружен шестью ионами железа. В связи с этим в ионных кристаллах нельзя выделить пару ионов, которые можно было бы считать молекулой. При испарении такой кристалл распадается на молекулы.

При нагреве соотношение ионных радиусов может изменяться, так как ионный радиус неметалла растет интенсивнее, чем радиус металлического иона. Это приводит к изменению типа кристаллической структуры, т. е. к полиморфизму. Например, у оксида Fe_2O_3 при нагреве шпинельная кристаллическая решетка изменяется на ромбоэдрическую решетку (см. п. 14.2).

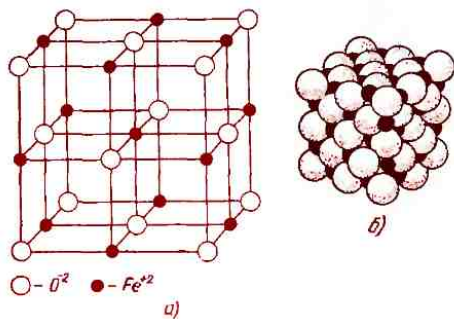


Рис. 1.14. Кристаллическая решетка FeO: а — схема; б — пространственное изображение

ками или диэлектриками. Во многих ионных кристаллах доля ковалентной связи в электромагнитных свойствах не ограничивается полярностью, а происходит поляризация ионной решетки. Такая поляризуемая ионно-ковалентная связь деформирует электронную решетку в результате чего ионная решетка теряет симметрию. С изменением доли ковалентной связи в ионных кристаллах изменяются свойства. В кристаллах с различными ионами $A^{III}B^V$, $A^{IV}B^{IV}$ доля ковалентной связи от $A^I B^{VII}$ до $A^{IV} B^{IV}$ увеличивается, образуя группы, доля ковалентной связи в которых достигает 90% и кристаллы переходят от ионных к ковалентным. Уменьшение доли ковалентной связи вызывает изменение электрической проводимости кристаллов от диэлектрики, а кристаллы становятся проводниками.

1.3. Фазовый состав

Термин «сплав» имеет более широкое значение, чем время его появления. В промышленности материалы состоят из нескольких элементов, соединенных преимущественно путем ковалентной связи. Многие материалы в металлургических и технологических процессах используются в виде порошковой металлургии. При изготовлении твердых сплавов используется спекание при вакууме или диффузионным способом. При спекании вещества в другом состоянии при высоких температурах.

нято делить на два основных вида: твердые растворы и промежуточные фазы. Твердыми растворами называют кристаллы, в которых сохраняется кристаллическая решетка одного элемента-растворителя. В промежуточных фазах образуется новый тип кристаллической решетки, отличающийся от решеток элементов, его образующих.

Таким образом, помимо классификации кристаллов по видам связи используют классификацию по типам кристаллической решетки. Такая классификация позволяет прогнозировать характер изменения свойств сплава в функции состава.

Твердые растворы. Такие растворы являются кристаллическими фазами переменного состава. Атомы растворенного элемента В размещаются в кристаллической решетке растворителя — элемента А, либо замещая атомы в узлах решетки, либо внедряясь в междоузлия-поры. В первом случае кристаллы называют твердыми растворами замещения, во втором — твердыми растворами внедрения (рис. 1.15). Количество замещенных атомов, так же как и количество внедренных, может изменяться в широких пределах, что и приводит к переменной растворимости твердых растворов. Растворимость может быть неограниченной для твердых

¹ Фазой называется однородная обособленная часть металла или сплава, имеющая одинаковый состав, строение и свойства.

растворов замещен для тех и других.

Твердые растворы имеют формулу $A(B)$, где А — растворенный элемент.

Твердые растворы внедрения. Внедрение атомов растворенного элемента В в кристаллическую решетку растворителя возможно, если атомный радиус В не превышает более, чем на 15%, радиуса А. Такие растворы называют — *размерный*. В твердых растворах атомы растворенного элемента В, как правило, размещаются в междоузлиях решетки растворителя. Внедрение атомов В в междоузлия приводит к увеличению межатомного расстояния и, следовательно, к расширению кристаллической решетки. Внедрение атомов В в междоузлия приводит к изменению межатомного расстояния и, следовательно, к изменению среднего периода решетки. Внедрение атомов В в междоузлия приводит к увеличению межатомного расстояния и, следовательно, к увеличению среднего периода решетки.

Образование твердых растворов внедрения сопровождается уменьшением электрического сопротивления. Твердые растворы внедрения обычно имеют более высокую растворимость, чем твердые растворы замещения. Твердые растворы внедрения всегда более твердые, чем чистые металлы.

¹ Исключение — твердые растворы внедрения.

творимость наблюдается при соблюдении размерного фактора и если элементы имеют одинаковый тип кристаллической решетки.

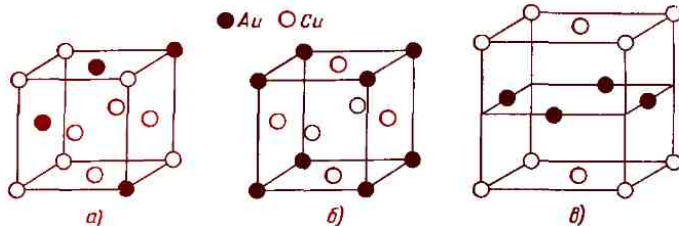
Неограниченная растворимость в твердом состоянии наблюдается в сплавах меди с золотом, меди с никелем, германия с кремнием. В полиморфных металлах встречается неограниченная растворимость в пределах одной модификации пространственной решетки. Например, Fe_{α} дает неограниченный ряд твердых растворов с хромом (ОЦК решетка), а Fe_{γ} — неограниченный ряд твердых растворов с никелем (ГЦК решетка).

Многие твердые растворы замещения при относительно невысоких температурах способны находиться в упорядоченном состоянии, т. е. вместо статистического распределения разнородных атомов в узлах пространственной решетки атомы одного и другого металла размещаются в совершенно определенном порядке. Такие твердые растворы называют упорядоченными; используется также термин «сверхструктура».

или неограниченной в твердом состоянии упорядоченность в трациях твердого ствующих простым ниям компонентов. Частичная упорядо ся при составах, 6. Расположение атом твердых растворов с золотом, состав концентрациям Au на рис. 1.16.

Возникновение и ка в расположении твров сопровож свойств.

При упорядочен тропроводность, эффциент электр ления, твердость и ся пластичность с нитных сплавов из свойства: например, нитные сплавы же упорядочении в не ся магнитная пр



Р
ск
д
а
д
ч
(с
у
т

мер межъядерного атома должен быть равным или несколько больше размера поры.

Твердые растворы внедрения всегда имеют ограниченную растворимость и встречаются преимущественно тогда, когда растворитель имеет ГПУ или ГЦК решетки, в которых имеются поры с радиусом $0,41 R$, где R — радиус атома растворителя. В ОЦК решетке растворимость путем внедрения мала, так как размер пор не превосходит $0,29 R$.

Примером твердых растворов внедрения, имеющих промышленное значение, являются твердые растворы углерода в Fe_γ и Fe_α . Fe_γ с ГЦК решеткой растворяет до 2,14% (по массе) углерода; Fe_α с ОЦК решеткой почти не растворяет углерод, максимальная растворимость составляет около 0,02% (по массе).

Искажения решетки, которые появляются при образовании твердых растворов внедрения, превышают те, которые возникают при образовании твердых растворов замещения, в связи с чем более резко изменяются и свойства. По мере увеличения концентрации растворенного элемента в твердом растворе заметно возрастают электрическое сопротивление, коэрцитивная сила, твердость и прочность, но заметно понижаются пластичность и вязкость.

В 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 угле-

Твердые растворы большинства промышленных сплавов и того назначения.

Промежуточные образованные разл и имеющие собственные решетки, от щеток составляющ зывают промежуто

В зависимости от в промежуточных любой тип связи, очередь, и определя лов, в частности эл (см. п. 17.1).

Расположение а в решетке может ченным либо полн упорядоченным. У как и в твердых рас зкое изменение сверхпроводимости

Промежуточные и твердые раствор лами, в которых со котором интервале да очень малом. объясняется либо междузельных «лиц ионов) в кристалли междуточной фазы, атомов в узлах ре

Промежуточные так же, как и тверд ми греческого алф скаются обозначен

формулами, которые отражают состав (стехиометрический), при котором кристаллы не имеют дефектов — межузельных атомов и вакансий.

Пока не существует полной классификации многочисленных и разнообразных промежуточных фаз. Замечено, что структура промежуточной фазы зависит от трех факторов: относительного размера атомов, их валентности и от положения в периодической системе элементов, что определяет их электронную структуру.

Системы металл–неметалл. Фазы с ионным типом связи. К ним относятся простые и двойные оксиды металлов.

Простой оксид железа FeO имеет границентрированную пространственную решетку (см. рис. 1.14). Все кислородные узлы решетки заполнены, тогда как часть металлических узлов свободна. Таким образом, оксид FeO имеет структуру с большим дефицитом металлических ионов, что определяет появление полупроводниковых свойств (см. п. 17.2).

Оксид железа Fe_3O_4 — это двойной оксид $\text{FeO} \times \text{Fe}_2\text{O}_3$ (рис. 1.18). Кристаллическая решетка оксида — шпинель содержит двух- и трехвалентные ионы железа, расположенные в межузельных порах ионов кислорода. Два вида ионов железа и ионный тип связи обеспечивают оксиду особые магнитные свойства в высокочастотных полях. Большая плотность упаковки ионов в решетке, несмотря на небольшой дефицит ионов железа, способствует высокому сопротивлению химической коррозии.

Фазы с ионно-ковалентным типом связи. Такие фазы образуются при взаимодействии

промежуточные фазы с собственными решетками, в которых расположены промежуточные фазы неметалла. Если отношение неметалла не может тогда образуются собственные решетки с в элементарной ячейке.

Фазы внедрения. Элементарные решетки, таллов; чаще всего ГЦК и ГПУ решетки не совпадает с той образующего фазы являются некоторыми талла в фазах внедрения решетке, тогда закономерно распределены или тетраэдрически тетраэдрические поры и поэтому в них могут атомы водорода.

Химический состав дается формулами.

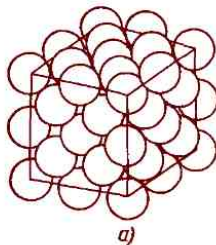


Рис. 1.18. Кристаллическая решетка оксида шпинель Fe_3O_4 — расположение ионов в тетраэдрических порах

50 ат. % углерода состав карбида точно описывается формулой TiC .

Указывалось, что в фазах внедрения преобладает металлическая связь, чем определяются такие свойства этих фаз, как высокая электропроводимость, положительный коэффициент электрического сопротивления, как у чистых металлов и твердых растворов на их основе. Некоторые фазы внедрения обладают сверхпроводимостью; однако есть свойства, которые указывают на значительную долю в фазах внедрения ковалентной связи. Большинство фаз внедрения чрезвычайно тугоплавки и имеют твердость, близкую к твердости алмаза. Фазы внедрения — это самые тугоплавкие и твердые промежуточные фазы.

Карбиды и нитриды, относящиеся к фазам внедрения, присутствуют в структуре многих коррозионно-стойких, износостойких и жаропрочных конструкционных сталей. Карбиды TiC , TaC , WC , W_2C служат основой спеченных твердых сплавов для режущих инструментов. Использование таких сплавов позволило увеличить скорости резания в десятки раз (см. гл. 18).

К карбидам с отношением $R_{им}/R_m > 0,59$ относятся карбид железа (в сталях его называют цементитом), карбид марганца и карбиды хрома (например, в карбиде железа отношение $R_C/R_{Fe} = 0,605$). Карбид железа Fe_3C и карбиды хрома $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 — важнейшие промежуточные фазы в конструкционных и инструментальных сталях, во многом определяющие их свойства. В последних карбидах преобладает металлическая связь, хотя имеется и определенная доля ковалентной связи.

Эти промежуточные фазы отличаются высокой твердостью и хрупкостью, они также достаточно тугоплавки, но уступают по этим

обозначать β -, γ - и ϵ -фазы.

Указанным электроможно приписать соотвечствующие формулы. Например, с цинком, в которых имеются фазы с указанными формулами будут Cu_5Zn_8 , $CuZn_3$.

В большинстве сплавов ОЦК решетку, γ -фазы имеют решетку с 52 атомами на элементарную ячейку, а ϵ -фазы — ГПУ решетку.

Свойства электропроводности, механические свойства в значительной мере отстоят от свойств основного металла в зависимости от расположения атомов в кристаллической решетке. Так, β -фазы с ОЦК решеткой при высоких температурах неустойчивы, и в этом отношении они близки к свойствам твердых растворов, но они не отличаются высокой прочностью и обладают хорошей пластичностью при низких температурах. γ -фазы неустойчивы: они образуются в двухфазных смесях, например, в системах $Cu-Zn$ и $Cu-Sn$ и др.; они являются хрупкими. γ -фазы почти всегда присутствуют в сплавах, причем вплоть до тех пор, пока не образуется и во всех системах образующихся фазы всегда имеют определенную структуру.

Электронные свойства фаз в структуре многих сплавов: латунях ($Cu-Zn$), бронзах ($Cu-Sn$ и др.); они являются хрупкими фазами (см. п. 9.4).

Фазы Лавеса. Эти фазы практически постоянны по составу и существуют при взаимодей-

ва образуются при сплавлении переходных металлов, имеющих близкие размеры атомов; σ -фазы имеют частично упорядоченную сложную решетку.

В железных сплавах, содержащих больше 20% Сг, которые используются как коррозионно-стойкие конструкционные материалы, очень медленное охлаждение из области твердого раствора или изотермические выдержки при 800–600 °С приводят к образованию кристаллов σ -фазы, которое сопровождается резким увеличением твердости и охрупчиванием сплавов.

1.4. Дефекты кристаллов

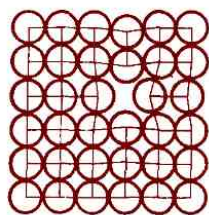
Строение реальных кристаллов отличается от идеальных. В реальных кристаллах всегда содержатся дефекты, а поэтому нет идеально правильного расположения атомов во всем объеме кристалла.

Дефекты кристаллов подразделяют на точечные, линейные, поверхностные и объемные. Размеры точечного дефекта близки к межатомному расстоянию. У линейных дефектов длина на несколько порядков больше ширины; у поверх-

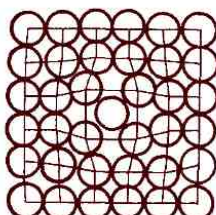
цельный из узла кристалла.

Вакансии и междоузельные атомы являются в кристаллах при температуре выше абсолютной температуры тепловых колебаний. При температуре соотношения концентрации вакансий и междоузельных атомов. При температуре 20–25% ат. % вакансий, а при температуре 0,01 ат. % междоузельных атомов приходится на 10^4 ат. % вакансий.

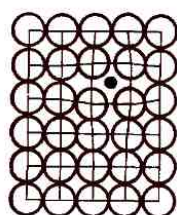
Пересыщение достигается при быстром охлаждении после высокотемпературной обработки в пластическом деформировании под действием облучения нейтронами. В случае концентрации междоузельных атомов из узлов решетки переходят в междоузельные атомы, образуя стабильные узлы стабильных вакансий. С течением времени междоузельные атомы переходят в сверхравновесное состояние, что сопровождается на поверхности кристалла, порах,



а)



б)



в)

подвижностью и непрерывным перемещением в решетке. Соседний с вакансией атом может занять ее место и оставить свободным свой узел, в который затем переходит другой атом.

Чем выше температура, тем больше концентрация вакансий и тем чаще они переходят от узла к узлу. Вакансии являются самой важной разновидностью точечных дефектов; они ускоряют все процессы, связанные с перемещениями атомов: диффузия, спекание порошков и т. д.

В ионных и ковалентных кристаллах вакансии и другие точечные дефекты электрически активны и могут быть как донорами, так и акцепторами. Это создает в кристаллах преобладание определенного типа проводимости. В ионных кристаллах электрическая нейтральность кристалла сохраняется благодаря образованию пары точечных дефектов: вакансия-ион, у которых электрические заряды имеют противоположные знаки.

Все виды точечных дефектов искажают кристаллическую решетку и, в определенной мере, влияют на физические свойства. В технически чистых металлах точечные дефекты повышают электросопротивление, а на механические свойства почти не влияют. Лишь при больших концентрациях дефектов в облученных металлах понижается пластичность и заметно изменяются другие свойства.

Линейные дефекты. Важнейшие виды

ставляет собой кристаллическую плоскость в решетке.

Вокруг дислокации кристаллическая решетка искажена.

Мерой искажения является Burgers вектор. Если обойти замкнутым путем идеальном кристалле

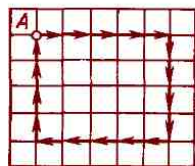


a)

Рис. 1.21. Дислокации в Fe + 3% Al:

a — изображение дислокаций в фазе Fe + 3% Al.

ходя от узла к узлу, путь повторить в обратном направлении, заключив дислокацию. Как видно из рис. 1.22, в кристалле контур



a)

Рис. 1.22. Определение вектора Бюргера.

ровании плотность дислокаций возрастает до $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Попытка увеличить плотность свыше 10^{12} см^{-2} быстро приводит к появлению трещин и разрушению металла. Дислокации появляются при кристаллизации, плотность их большая, поэтому они значительно влияют на свойства материалов. Дислокации наряду с другими дефектами участвуют в фазовых превращениях, рекристаллизации, служат готовыми центрами при выпадении второй фазы из твердого раствора. Вдоль дислокаций скорость диффузии на несколько порядков выше, чем через кристаллическую решетку без дефектов. Дислокации служат местом концентрации примесных атомов, в особенности примесей внедрения, так как это уменьшает искажения решетки. Примесные атомы образуют вокруг дислокации зону повышенной концентрации — так называемую атмосферу Коттрелла, которая мешает движению дислокаций и упрочняет металл.

1 — идеальный кристалл; 2 — идеальные кристаллы; 3 — идеальные кристаллы с дефектами; 4 — металлы с дефектами после обработки

Особенно велико влияние дислокаций на прочность кристаллов. Подвижные дислокации значительно определяют механические свойства металлов в 1000 раз. Прочность металлов в зависимости от плотности дислокаций при снижении их подвижности увеличивается в несколько раз. В процессе отожжения с отожженными металлами плотность бездефектных металлов в несколько раз больше, чем в металлах с дислокациями. В процессе кристаллизации при приближении к теоретической плотности дислокаций в полупроводниках дислокации влияют на электрические свойства.

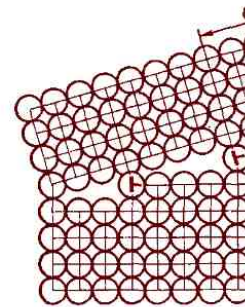
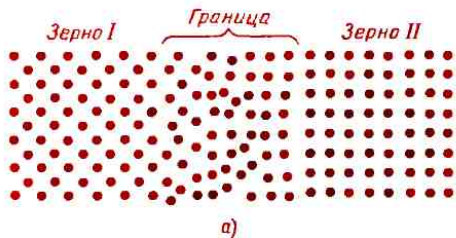


Рис. 1.24. Схемы строения большеугловых (а) и малоугловых (б) границ

В промышленности применяются как поликристаллические, так и монокристаллические материалы. Поликристаллический сплав содержит огромное число мелких зерен. В соседних зернах решетки ориентированы различно (рис. 1.24), и граница между зернами представляет собой переходный слой шириной 1–5 нм. В нем нарушена правильность расположения атомов, имеются скопления дислокаций, повышена концентрация примесей.

Границы между зернами называются большеугловыми, так как соответственные кристаллографические направления в соседних зернах образуют углы в десятки градусов (рис. 1.24, а). Каждое зерно, в свою очередь, состоит из субзерен или блоков.

Субзерно представляет собой часть кристалла относительно правильного строения. Границы субзерен представляют собой стенки дислокаций, которые разделяют зерно на отдельные субзерна или блоки (рис. 1.24, б). Угол взаимной разориентации между соседними субзернами невелик (не более 5°), поэтому такие границы называются малоугловыми. На малоугловых границах также скапливаются примеси.

Дефект упаковки представляет собой часть атомной плоскости, ограниченную дислокациями, в пределах которой нарушен нормальный порядок чередования атомных слоев. Например, в сплавах с ГЦК решеткой чередуются плотноупакованные слои *ABCABCAB...*,

стоянные для данного металла. Чем мельче зерно, тем больше вязкость и меньше склонность к разрушению. А размер слабо влияет на механические свойства размер субзерен.

Вдоль границ зерен диффузия протекает быстрее, чем сквозь зерно. При нагреве взаимное влияние факторами, перемещением, изменение концентрации, это отражается на скорости диффузии большое практическое значение.

1.5. Диффузия в металлах

Многие процессы в металлах и сплавах, протекающие при высоких температурах, осуществляются диффузией или диффузионными процессами.

Самодиффузия — процесс перемещения атома из узла кристаллической решетки в соседний или в другой узел под действием теплового движения.

Диффузия — перенос атомов, который сопровождается выравниванием концентрации атомов в отдельных зонах сплава.

Для описания процессов диффузии или самодиффузии в металлах существует много механизмов (объемный, межузельный, вакансионный, дислокационный), но наиболее реализуется термическая диффузия или самодиффузия. В металлах окажется наименьшим

считаются законы Фика, которые справедливы для слабых растворов или систем с малым перепадом диффундирующего вещества — градиентом концентрации $\partial c/\partial x$.

Первый закон Фика:

$$dm = -D \partial c/\partial x dS dt.$$

При постоянной температуре количество диффундирующего вещества dm в единицу времени через единицу поверхности dS пропорционально градиенту концентрации $\partial c/\partial x$ и коэффициенту диффузии D ($\text{см}^2/\text{с}$). Знак минус указывает, что диффузия протекает в направлении, обратном вектору градиента концентрации, т. е. от зоны с большей концентрацией к зоне с меньшей концентрацией диффундирующего элемента.

Когда градиент концентрации изменяется во времени, а коэффициент диффузии принимается независимым от концентрации, процесс диффузии описывается вторым законом Фика, который выводится из первого закона:

$$\partial c/\partial t = D \partial^2 c/\partial x^2.$$

Коэффициент диффузии D ($\text{см}^2/\text{с}$) определяет скорость диффузии при перепаде концентрации, равном единице, зависит от состава сплава, размеров зерен и температуры процесса.

Для определенного диапазона температур С Аррениус установил экспоненциальную зависимость коэффициента диффузии от температуры:

$$D = D_0 e^{-Q/RT},$$

нове кристаллизации, фазовых превращений на поверхности сплава. Более подробно описано в последующих главах.

1.6. Жидкие кристаллы

Жидкие кристаллы — это состояние вещества с упорядоченной молекулярной структурой. Благодаря упорядоченности молекулы занимают определенные ориентации. Промежуток между жидкостью и кристаллом характеризуется наличием между кристаллами и жидкостями с беспорядочным движением молекул. Жидкие кристаллы, как обычные кристаллы, обладают определенными свойствами. В то же время обладают некоторыми свойствами, как кристаллы.

Известно несколько типов жидких кристаллов, важнейшими являются нематические и смектические, у которых молекулы имеют определенную форму. При переходе из жидкого состояния в жидкое кристаллическое в силу осевого взаимодействия молекулы располагаются в определенном порядке. Промежуток между жидкостью и кристаллом характеризуется наличием упорядоченной структуры в интервале температур. При плавлении вещества жидкого кристалла структура разрушается. При переходе из жидкого кристалла в жидкое состояние тепловые колебания молекул разрушают молекулярную структуру, увеличивает беспорядочность движения молекул, и поэтому в жидком состоянии существует определенная точка существования.

По структуре жидкие кристаллы разделяют на три класса: I (нематические); II (смектические) и III (холестерические) (рис. 1.25).

В кристаллах первого класса (рис. 1.25, а) молекулы выстроены в цепочки; направление преимущественной ориентации молекул является оптической осью жидкого кристалла.

В кристаллах второго класса (рис. 1.25, б) молекулы образуют параллельные слои, которые легко смещаются друг относительно друга.

В кристаллах третьего класса (рис. 1.25, в) структура наиболее сложная: молекулы размещаются по пространственной спирали. Длинные молекулы образуют параллельные слои, в каждом слое имеется структура жидкого кристалла первого класса. Направление преимущественной ориентации плавно меняется при переходе от слоя к слою, образуя спираль с определенным шагом.

Ориентационный порядок в расположении молекул создает анизотропию: показатель преломления света, диэлектрическая проницаемость, удельное электрическое сопротивление, вязкость и многие другие свойства зависят от направления, вдоль которого измеряют их величины, например параллельно или перпендикулярно осям молекул. В частности, в жидких кристаллах, являющихся диэлектриками, удельное объемное электрическое сопротивление, измеренное перпендикулярно молекулярным цепям, достигает $10^{12} - 10^{14}$ Ом·м,

а вдоль молекулярных цепей — несколько порядков меньше.

Структура жидких кристаллов изменяется под действием электрического поля. Это явление дает возможность управлять свойствами путем приложения электрического поля и делает жидкие кристаллы удобными материалами, особенно чувствительными к электрическому полю.

Способность изменять свойства жидких кристаллов первого класса, а также кристаллов второго класса под влиянием электрического поля и температурных воздействий используется в приборостроении. Изменение структуры жидких кристаллов под действием внешних воздействий осуществляется перемещениями молекул. Возврат к исходной структуре после прекращения воздействия требует времени — 20–200 мс.

В жидких кристаллах при применении электрического поля в области напряжений выше 2–5 кГц). В приборостроении используют как индивидуальные жидкие кристаллы, так и их смеси. Смеси обладают более широким температурным интервалом существования жидких кристаллов.

В жидких кристаллах наблюдается электрическое динамическое сопротивление. Сила эффекта зависит от частоты исходной упорядоченности.

красителя. В таком положении окраска не видна. При вращении молекул под влиянием поля более высокой напряженности молекулы красителя окрашивают изображение в определенный цвет.

В жидких кристаллах третьего класса при нагреве шаг спирали увеличивается, что меняет условия интерференции света на кристаллах и сопровождается изменением окраски отраженного света. Оптические характеристики кристаллов весьма разнообразны, в среднем длина волны отраженного света при нагреве на 1°C уменьшается на 1–2 нм.

Эту особенность используют для регистрации и измерения стационарных и медленно меняющихся температурных полей. Здесь используется как увеличение прозрачности при переходе жидкого кристалла в изотропную жидкость, так и изменение цвета отраженного потока света.

На основе жидких кристаллов изготавливают медицинские термометры, датчики температуры для контроля перегрева узлов и деталей, преобразователи невидимого инфракрасного излучения в видимый свет. В последнем случае поглощение инфракрасного излучения

с большой молекулярной массой ($\geq 10^4$), у которых одинаковых групп (рис. 1.26). Каждое звено — измененную молекулу молекулярного При получении полимеров мономеров объединяются и образуют длинные молекулы или макромолекулы, атомы соединены в цепи. В зависимости от расстояния между линейными группами разделяют на жесткие и термореактивные полимеры. Особенно четко проявляются при нагреве.

Термопластичные полимеры многократно размягчаются и твердеют при охлаждении своих свойств.

Термореактивные полимеры при нагреве остаются твердыми, не претерпевая полного термического разложения. Различия в поведении объясняется тем, что у термопластичных полимеров между молекулами относительно слабые связи Ван-дер-Ваальса. При нагреве

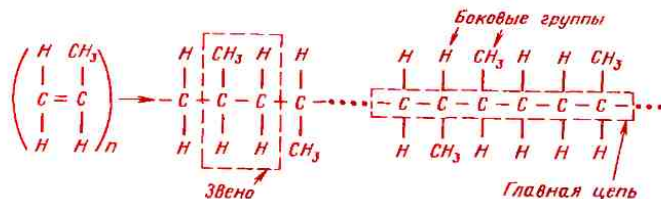


Рис. 1.26

раз больше размеров боковых групп. У большинства полимеров главные цепи состоят преимущественно из атомов углерода, у кремнийорганических полимеров они образованы чередующимися атомами кислорода и кремния.

Боковые группы образуют атомы (водород, галоиды), радикалы (OH —, CN —, C_6H_5 — и др.), короткие полимерные цепи из нескольких звеньев. Очевидно, что при наличии боковых групп нескольких видов имеются возможности разместить их вдоль главной цепи как неупорядоченно, так и в определенном порядке. Полимеры с неупорядоченным чередованием групп называются *нерегулярными*, а с упорядоченным — *регулярными*.

Структура молекул определяется способом производства полимера. При обработке полимеров (нагрев, растворение и т. д.) структура молекул почти не изменяется, и нельзя, например, нерегулярный полимер сделать регулярным.

Общая структура полимеров складывается из структуры молекул и надмолекулярной структуры, т. е. взаимной укладки линейных молекул в полимерном веществе. Надмолекулярная структура появляется под влиянием сил притяжения между молекулами и теплового движения самих молекул. Наиболее характерной и важной формой теплового движения макромолекул являются повороты частей молекул по отношению друг к другу (рис. 1.27). Равновесному состоянию соответствуют определенные

Рис. 1.27. Схема поворота боковой группы относительно главной цепи макромолекулы.

значения углов поворота (рис. 1.27). Форма лицевой поверхности во время изменяется. В равновесной форме молекулы находятся в состоянии равновесия соид. Любые неравновесные формы молекулы будут при тепловом движении совершать повороты вокруг связей главной цепи. Молекулы легко осуществляют повороты в угловых полимерах. В неупорядоченных структурах, состоящих из больших участков, повороты соседних молекул происходят независимо. У регулярных полимеров повороты происходят независимо. Надмолекулярная структура является кристаллической структурой и кристаллизуются при повышенных температурах. Повороты макромолекул происходят независимо.

Макромолекулы в равновесном состоянии не упакованы плотно. В равновесии упаковки являющиеся свободным объемом, фактическим удельным объемом и теоретическим объемом при самой плотности. При нагреве свободный объем увеличивается. В зависимости от температуры полимерное состояние переходит в одно из физических состояний: кристаллическом, аморфном, высокоэластичном, вязкотекучем. Переходы

нагрузки. При деформации происходит искажение валентных углов α .

Высокоэластичное состояние появляется тогда, когда свободный объем становится $\sim 2,5\%$. В этом состоянии полимер ведет себя как эластичное тело. Под действием нагрузки скрученные макромолекулы выпрямляются и вытягиваются, деформация достигает 500–800%. Расстояния между атомами в макромолекулах при этом меняются незначительно. При снятии нагрузки тепловое движение

проводится разрыв связей в макромолекулах, разрывов заметно $t_{тек}$, а начиная с температуры $t_{разр}$ термическая деградация молекул с выделением соединений быстрого разрушению полимера.

Таким образом, структура полимера в разных физических состояниях не учитывать разрыв связей в отдельных макромолекулах при нагреве). В то время как структура полимера в равновесных надмолекулярных структурах при нагреве не являются равновесными. При нагреве в материале легко образуются равновесные надмолекулярные структуры. Если растянуть наэластичный полимер под нагрузкой, охладить его до высокоэластичного состояния, вытянутые макромолекулы не смогут вернуть свою форму и ориентацию. Ориентация макромолекул по направлению растягивающей нагрузки вызывает анизотропию надмолекулярной структуры. Равновесные надмолекулярные структуры имеют в кристаллах и влияют на свойства полимеров. Полимеры кристаллизуются при охлаждении ниже температуры кристаллизации. Регулярная структура ожидается выделением

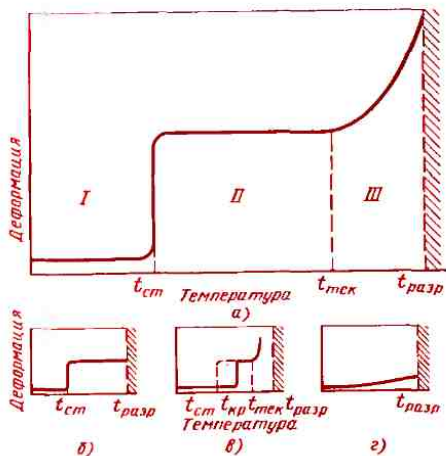


Рис. 1.28. Зависимость деформации полимеров от температуры:

а — термопластичный аморфный полимер; I — стеклообразное состояние; II — высокоэластичное состояние; III — текучее состояние; б — полимер с редкими поперечными связками; в — термопластичный кристаллический полимер; г — полимер с частыми поперечными связками

полимеры находятся в высокоэластичном состоянии.

Надмолекулярные структуры в термоактивных полимерах зависят от плотности поперечных связей. При небольшой плотности поперечных связей образуются как пачечные структуры, так и кристаллы. При увеличении плотности поперечных связей возможность образования надмолекулярных структур уменьшается.

В кристаллических полимерах размеры кристаллов и их форма зависят от конкретных условий кристаллизации, и механические свойства определяются полученной структурой.

Стекло представляет собой аморфное вещество, образующееся при сплавлении оксидов или безоксидных соединений. Стеклообразующими являются оксиды SiO_2 , B_2O_3 , P_2O_5 , GeO_2 , а также некоторые бескислородные соединения мышьяка, селена, теллура.

Основу стекла образует объемная сетка из однородных структурных элементов. В наиболее простом по составу кварцевом стекле такими элементами являются тетраэдры SiO_4 , которые соединяются своими вершинами (рис. 1.29). Из таких же тетраэдров образована структура кристаллического кварца. Различие между двумя веществами одинакового химического состава объясняется размещением SiO_4 . Углы между связями кремний — кислород в соседних тетраэдрах в кварцевом стекле меняются в широких пределах (120—

расположение тетраэдров в кристаллическом кварце. Тетраэдры размещены упорядоченно, образуя кристаллическую решетку. Значения углов между связями находятся в более узком диапазоне. Структура аморфного стекла при охлаждении становится более упорядоченной, что приводит к повышению ее вязкости и скорости кристаллизации.

Основную массу стекла составляют оксиды кремния с добавками других оксидов. По сравнению с кварцем стекла мягчаются при более низких температурах и легче перерабатываются. В силикатных стеклах преобладают ковалентные связи. В объемную сетку к кремнию и кислорода входят также ионы германия, бериллия, алюминия и щелочно-земельных металлов. Дефекты в структуре приводят к изменению химического состава. Охлаждение стекла приводит к изменению его свойств, в том числе к изменению структуры.

При охлаждении жидкого стекла происходит расслаивание на жидкие фазы различного состава. Затвердевшее стекло имеет упорядоченную фазную структуру. В аморфном стекле остается аморфная структура. В кристаллических стеклах — характерна упорядоченность их структуры.

При определенном нагревании происходит разрушение держания кремния,

структуры и выравнивания плотности.

Керамикой называют материалы, полученные при высокотемпературном спекании минеральных порошков. При нагреве исходные вещества взаимодействуют между собой, образуя кристаллическую и аморфную фазу. Керамика представляет собой пористый материал, содержащий ковалентные или ионные кристаллы — сложные оксиды, карбиды или твердые растворы на их основе. Аморфная фаза является стеклом, которое по своему химическому составу отличается от кристаллов. Керамический материал содержит одну или несколько кристаллических фаз, отдельные виды керамики совсем не имеют стекла в своей структуре. Как правило, керамика имеет поликристаллическую структуру с прослойками стекла и с беспорядочным расположением зерен и поэтому однородна по свойствам.

Характерной особенностью керамических материалов является хрупкость. Сопротивление разрушению тем выше, чем мельче кристаллы и чем меньше пористость. Например, плотная микрокристаллическая керамика на основе Al_2O_3 с размерами зерен 1–5 мкм в 5–6 раз прочнее обычной. Изделия из плотной мелкозернистой керамики — тонкой керамики — получают по более сложной технологии, и поэтому такие изделия дороги. Пористую керамику используют в качестве огнеупорных материалов,

му составу отличия от стекла, в котором не входящие в состав структура создает в них после двойного отжига нужен для центров кристаллизации ращивания кристаллов. Для обработки в стекла вводят и другие соединения.

В зависимости от наличия центров кристаллизации подразделяют на кристаллы. В термостойкости центров кристаллизации оксиды или фториды NaF и др. (несколько) при отжиге термостойкая и однородная. В фотоситаллах добавки золота, меди. Центры кристаллизации разрушаются под действием ультрафиолетового облучения на участках после отжига.

Фотоситаллы чувствительные к свету. Ситаллы имеют устойчивость: как износостойкие используются для узлов трения, за прочные стабильные радиодеталей, пл

называется вторичной кристаллизацией. Процесс кристаллизации состоит из двух одновременно идущих процессов - зарождения и роста кристаллов. Кристаллы могут зарождаться самопроизвольно (самопроизвольная кристаллизация) или расти на имеющихся готовых центрах кристаллизации (несамопроизвольная кристаллизация).

2.1. Самопроизвольная кристаллизация

Самопроизвольная кристаллизация обусловлена стремлением вещества иметь более устойчивое состояние, характеризующее уменьшением термодинамического потенциала G .

С повышением температуры термодинамический потенциал вещества как в твердом, так и в жидком состоянии уменьшается, что показано на рис. 2.1.

Температура, при которой термодинамические потенциалы вещества в твердом и жидком состояниях равны, называется равновесной температурой кристаллизации. Кристаллизация происходит в том случае, если термодинамический потенциал вещества в твердом состоянии будет меньше термодинамического потенциала вещества в жидком состоянии, т. е. при переохлаждении жидкого металла до температур ниже равновесной. Плавление - процесс, обратный кристаллизации, происходит при температуре выше равновесной, т. е. при перегреве. Разница между реальными температурами плавления и кристал-

зации выделяется в виде теплоты (плотой Q) и температуры кристаллизации (T_k) существует. Так как при равновесной кристаллизации термодинамические потенциалы в жидком и твердом состояниях равны, из формулы следует, что

$$\begin{aligned} \Delta H_{ж} - T_k \Delta S_{ж} &= 0 \\ \Delta H_{ж} - \Delta H_{к} &= T_k \Delta S_{ж} \\ Q &= T_k \Delta S_{ж} \end{aligned}$$

Параметр $\Delta S = S_{ж} - S_{т}$ характеризует упорядоченность в кристалле. Параметр $\Delta H_{ж} - \Delta H_{к}$ (разность энтальпий жидкого и твердого состояний при кристаллизации для различных металлов от сил межатомной связи) изменяется от 2500 Дж/моль (для алюминия) до 20 000 Дж/моль (для висмута) и др.) до 20 000 Дж/моль. При кристаллизации выделяется теплота кристаллизации.

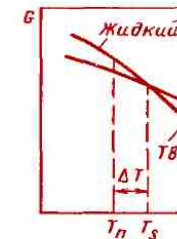


Рис. 2.1. Изменение термодинамического потенциала в зависимости от температуры жидкого и твердого металлов.

охлаждения, компенсируется теплотой кристаллизации. В связи с этим на кривой охлаждения, изображаемой в координатах температура–время, процессу кристаллизации соответствует горизонтальный участок (рис. 2.2). При большом объеме жидкого металла выделяющаяся при кристаллизации теплота повышает температуру практически до равновесной (рис. 2.2, кривая *а*); при малом объеме металла выделяющейся теплоты недостаточно, вследствие чего кристаллизация происходит с переохлаждением по сравнению с равновесной температурой (рис. 2.2, кривая *б*).

Разница между равновесной (T_0) и реальной (T_n) температурой кристаллизации называется степенью переохлаждения (ΔT). Степень переохлаждения зависит от природы металла. Она увеличивается с повышением чистоты металла и с ростом скорости охлаждения. Обычная степень переохлаждения металлов при кристаллизации в производственных условиях колеблется от 10 до 30 °С; при больших скоростях охлаждения она может достигать сотен градусов.

Me . . .	Pb	Sn	Sb	Au	Cu	Fe	Ni	Co	Pt
ΔT . . .	80	118	135	230	236	295	319	330	370

Степень перегрева при плавлении металлов, как правило, не превышает нескольких градусов.

В жидком состоянии атомы вещества вследствие теплового движения перемещаются беспорядочно. В то же время

собствуют флуктуации энергии при образовании отдельных зон жидкости, которого среднего образовавшегося за величины зоны флу

Появление центр динамический потен (рис. 2.3). С одной ст жидкости в криста термодинамический ется на $V\Delta G$, (G_1), увеличивается вслед поверхности раздела и кристаллическим чину, равную $S\sigma$ (G

$$\Delta G_{\text{общ}} = -$$

где V –объем зарод ность зародыша, S

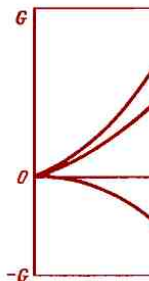


Рис. 2.3. Изменение т тенциала при образо зависимости от их раз

вании формируется крупнокристаллическая структура. Небольшие степени переохлаждения достигаются при заливке жидкого металла в форму с низкой теплопроводностью (земляная, шамотовая) или в подогретую металлическую форму. Увеличение переохлаждения происходит при заливке жидкого металла в холодные металлические формы, а также при уменьшении толщины стенок отливки. Поскольку при этом скорость образования зародышей увеличивается более интенсивно, чем скорость их роста, получают более мелкие кристаллы.

2.2. Несамостоятельная кристаллизация

В реальных условиях процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от имеющихся готовых центров кристаллизации. Такими центрами, как правило, являются тугоплавкие частицы неметаллических включений, оксидов, интерметаллических соединений, образующихся примесями. К началу кристаллизации центры находятся в жидком металле в виде твердых включений. При кристаллизации атомы металла откладываются на активированной поверхности примеси, как на готовом зародыше. Такая кристаллизация называется самостоятельной или гетерогенной. При самостоятельной кристаллизации роль зародышей могут играть и стенки формы.

гональной кристаллической структуре, которая хорошо сопоставима с ориентированной решеткой (001) (рис. 2) и приводит к значительному изменению свойств.

В жидком металле процессы кристаллизации и растворения также вызываются примесями. Адсорбируясь на поверхности зарождающихся кристаллов, они снижают энергию поверхности раздела жидкого металла и линейную скорость роста. Из формулы (2.4) следует, что способствует уменьшению энергии поверхности новых зародышей, примеси, понижая поверхностное натяжение, называются активными.

Измельчение структуры способствует улучшению механических свойств.

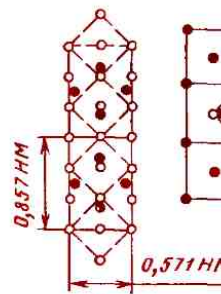


Рис. 2.5. Схемы (1, 2) кристаллических решеток Al. ● — кристаллическая, ○ — кристаллическая.

сплавах, алюминий, титан в стали). Модификаторы добавляют в сплавы в количествах от тысячных до десятых долей процента.

При повышении температуры жидкого металла примеси, играющие роль дополнительных центров кристаллизации, растворяются или дезактивируются, поэтому повышение температуры жидкого металла перед разливкой приводит к укрупнению зерна при кристаллизации. И, наоборот, подстуживание металла перед разливкой до температур, незначительно превышающих температуру плавления металла, способствует уменьшению размера зерна. Подстуживание эффективно при наличии примесей (или модификаторов), образующих фазы со структурным и размерным соответствием с основным металлом; в этом случае даже после значительных перегревов можно получить мелкое зерно, особенно если удлинить выдержку перед разливкой.

2.3. Форма кристаллов и строение слитков

Форма и размер зерен, образующихся при кристаллизации, зависят от условий их роста, главным образом, от скорости и направления отвода теплоты и температуры жидкого металла, а также от содержания примесей.

Рост зерна происходит по дендритной (древовидной) схеме (рис. 2.6). Установлено, что максимальная скорость роста



Рис. 2.6. Схема строения 1, 2 и 3 — оси соответственно третьего порядков

кристаллов наблюдается на осях и направлена по ним. Кристаллы имеют наибольшую длину по осям. В результате образуются длинные ветви, которые являются осями первого порядка. На осях первого порядка начинают расти ветви второго порядка, от которых отходят ветви третьего порядка и т. д. В результате идет кристаллизация между осями дендрита.

Дендриты растут и соприкоснутся друг с другом. В результате этого окончательно образуются основные пространства, которые заполняются в полновесном состоянии правильной внешней формой кристаллы называют дендритными дендритами. При кристаллизации металла для заполнения пространства (например, в верхней части слитка или в центре слитка) кристалл принимает форму. Такой дендрит описан Д. К. Черновым в работе о садовой раковине массой 100 т. На границах дендритов в участках между дендритами накапливаются примеси.

ся равноосные кристаллы.

Структура слитка зависит от многих факторов, основные из которых следующие: количество и свойства примесей в чистом металле или легирующих элементов в сплаве, температура разливки, скорость охлаждения при кристаллизации, а также конфигурация, температура, теплопроводность, состояние внутренней поверхности литейной формы. На рис. 2.7 приведены схемы макроструктур слитков, полученных в простой вертикальной металлической форме.

Типичная структура слитка сплавов состоит из трех зон (рис. 2.7, а). Жидкий металл прежде всего переохлаждается в местах соприкосновения с холодными стенками формы. Большая степень переохлаждения способствует образованию на поверхности слитка зоны 1 мелких равноосных кристаллов. Отсутствие направленного роста кристаллов этой зоны объясняется их случайной ориентацией, которая является причиной

жидких нормальных. Наконец, в середине дается наименьшая жидкости и не ощущается отвода теплоты, равноосные кристаллы (зона 3).

Применяя различные приемы, можно изменить соотношение зон структуры слитка в целом. Например, перед разливкой и при кристаллизации к рыванию структуры можно из одних ст (рис. 2.7, б). Такая ется транскристалл структуру имеют металлов. Зона ст характеризуется ностью, но в мест кристаллов собира примеси, и слитки

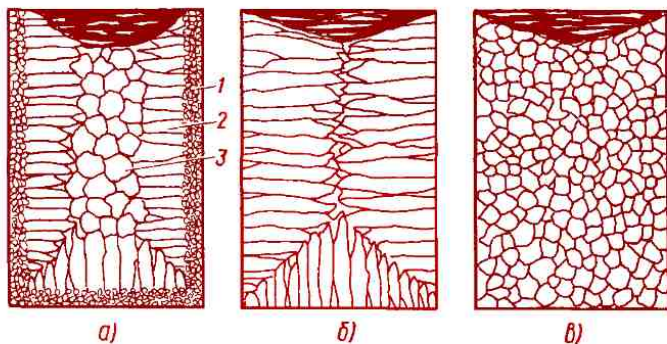


Рис. 2.7

В верхней части слитка, которая затвердевает в последнюю очередь, концентрируется усадочная раковина. Под усадочной раковиной металл получается рыхлым, в нем содержится много усадочных пор. Часть слитка с усадочной раковиной и рыхлым металлом отрезают.

Слитки сплавов имеют неоднородный состав. Например, в слитках стали по направлению от поверхности к центру и снизу вверх увеличивается концентрация углерода и вредных примесей — серы и фосфора. Химическая неоднородность по отдельным зонам слитка называется *зональной ликвацией*. Она отрицательно влияет на механические свойства. В реальных слитках помимо зональной встречаются и другие виды ликвации. Так, гравитационная ликвация образуется в результате разницы в удельных весах твердой и жидкой фаз, а также при кристаллизации несмешивающихся жидких фаз. К таким сплавам относятся антифрикционные сплавы олова с сурьмой (п. 10.4) и меди со свинцом (п. 11.2).

В зависимости от того, легче или тяжелее твердая фаза по сравнению с жидкой, она при кристаллизации соответственно всплывает на поверхность или опускается на дно отливки. Такое расслоение отливки (слитка) по удельному весу недопустимо для антифрикционных сплавов, поскольку коэффициент трения в работающей паре в большой степени зависит как от осо-

личаются минимальными совершенствами. Получает возможность изучать влияние граней, ключив влияние граней в монокристаллическом и кремния высокой чистоты использовать свойства и свести к приемлемым изменениям элек-

Монокристаллы можно создать условия для роста из одного центра кристаллуется несколько методов зван этот принцип. являются методы Бриджмена (рис. 2.8).

Метод Бриджмена в следующем: металл с коническим дном 3 кальной трубчатой печи на 50–100°C выше тем-

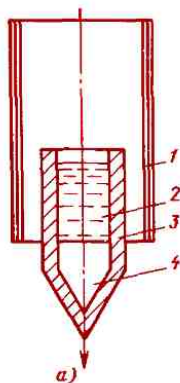


Рис. 2.8. Схемы установки для выращивания монокристаллов

Для этого используется готовая затравка 2 — небольшой образец, вырезанный из монокристалла по возможности без структурных дефектов. Затравка вводится в поверхностный слой жидкого металла 4, имеющего температуру чуть выше температуры плавления. Плоскость затравки, соприкасающаяся с поверхностью расплава, должна иметь кристаллографическую ориентацию, которую желательно получить в растущем монокристалле 3 для обеспечения наибольших значений тех или иных свойств. Затравку выдерживают в жидком металле для оплавления и установления равновесия в системе жидкость — кристалл. Затем затравку медленно, со скоростью, не превышающей скорости кристаллизации ($\sim 1-2$ мм/мин), удаляют из расплава. Тянувшийся за затравкой жидкий металл в области более низких температур над поверхностью ванны кристаллизуется, наследуя структуру затравки. Для получения симметричной формы растущего монокристалла и равномерного распределения примесей в нем ванна 5 с расплавом вращается со скоростью до 100 об/мин, а навстречу ей с меньшей скоростью вращается монокристалл.

Диаметр растущего монокристалла зависит от скорости выращивания и температуры расплава. Увеличение скорости выращивания ведет к выделению большей теплоты кристаллизации, перегреву расплава и уменьшению диаметра монокристалла, и, наоборот, уменьшение скорости выращивания приводит к уменьшению количества теплоты кристаллизации, понижению температуры расплава и увеличению диаметра монокристалла.

Очень перспективно выращивание монокристаллов в космосе, где удачно сочетаются глубокий вакуум и невесомость. Космиче-

шенные в космосе, с ре, распределению (примесей) и лучше по но больше по размер

2.5. Аморфное состо

При сверхвысоки ния из жидкого со диффузионные про медляются, что по ние зародышей и В этом случае при зуется аморфная ст с такой структурой аморфные сплавы стекла.

Аморфное состоя таллическим матер чительно отличающ ответствующих ма лической структу магнитомякие ма зуются прямоуголь зиса, высокой ма мостью и очень м силой. При этом материала малочув ническим воздействи чены аморфные ма магнитной энерги ческое сопротивлен лических материал чем у аналогичных ческой структурой. ческие материалы у сокие прочность, стойкость с хоро

лучена у более чем 20 чистых металлов и полупроводниковых материалов и более 110 сплавов. Это сплавы легкоплавких (Pb, Sn, Al и др.), редкоземельных и переходных (Fe, Co, Mn, Cr и др.) металлов. Для образования аморфной структуры переходных металлов к ним необходимо добавлять так называемые аморфообразующие элементы (C, P, B, N, S и др.). При этом состав аморфного сплава должен отвечать формуле $M_{80}X_{20}$, где M — один или несколько переходных металлов; X — элементы, добавляемые для образования и стабилизации аморфной структуры. Так, известны аморфные сплавы, состав которых отвечает формулам $Fe_{80}P_{13}B_7$; $Fe_{70}Cr_{10}P_{15}B_5$; $Ni_{80}S_{20}$; $Fe_{40}Ni_{40}S_{14}B_6$ и др.

верхностей вращающихся
изготовленных из
теплопроводности,
лодными валками
го в виде струи.

Тонкий слой аморфного металла
лучают при расплавлении
изделий лазерным лучом
струму отводу теплоты
нии массой основной

Металлические материалы
ной структурой металлов
только при затвердевании
состояния, но и при
охлаждения из газовой
образного или ионного
ния), электролизом
лением с высокими температурами
ния.

и их количественным соотношением. Эти сведения можно получить из анализа диаграмм состояния, изучению которых посвящена данная глава.

Зная диаграмму состояния, можно представить полную картину формирования структуры любого сплава, определить оптимальную температуру заливки сплава для получения литых деталей, оценить жидкотекучесть выбранного сплава и возможность получения химической неоднородности, сделать заключение о возможности и условиях обработки давлением. Диаграммы состояния позволяют определить режим термической обработки, необходимый для данного сплава.

3.1. Методы построения диаграмм состояния

Экспериментальное построение диаграмм состояния возможно благодаря тому, что любое фазовое превращение сплава отмечается изменением физико-механических свойств (электросопротивления, удельных объемов и др.) либо тепловым эффектом. Переход сплава из жидкого состояния в твердое сопровождается значительным выделением теплоты, поэтому, измеряя температуру при нагреве или охлаждении в функции времени, можно по перегибам или остановкам на кривых охлаждения определить критические температуры, при которых происходят фазовые превращения.

(электрические, магнитные и др. свойства).

На рис. 3.1 приведены диаграммы зависимости длины железного образца от температуры. При нагреве наблюдается уменьшение длины, что указывает на переход в твердое фазовое состояние при температуре 1392°C от жидкого состояния. Эти физические свойства зависят от фазового состояния, не раскрывая атомной структуры фаз.

Диаграммы состояния в координатах температура-состав сплава.

Для экспериментального построения диаграммы состояния для сплавов с заданными компонентами можно изготовить серию образцов с различным содержанием В. Для каждого образца экспериментально определяют критические температуры, т. е. температуры фазовых превращений. Полученные значения

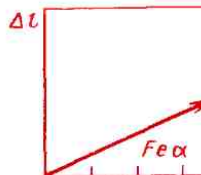


Рис. 3.1. Схема изменения длины образца в зависимости от температуры.

в соответствии с химическим составом сплавов. Соединяя критические точки, получают линии диаграммы состояния.

Одна из простейших диаграмм состояния приведена на рис. 3.2, где линия ликвидус—геометрическое место всех точек, которые определяют температуру начала кристаллизации сплавов («ликва» по латыни означает жидкий). Линия солидус соответствует точкам, определяющим температуру конца кристаллизации сплавов («солид»—твердый). Эти линии разделяют диаграммы состояния на области с различным фазовым составом.

Положение линий на диаграмме зависит от скорости охлаждения сплавов, поэтому температуры критических точек при построении диаграмм состояния определяют при медленных охлаждениях или нагревах. Такие диаграммы называют равновесными.

Таким образом, диаграмма состояния представляет собой графическое изображение фазового состава сплавов данной системы в функции температуры и химического состава сплавов. Левая крайняя точка на горизонтальной оси соответствует 100%-ному содержанию одного компонента. Процентное содержание второго компонента откладывается по этой оси слева направо. Правая крайняя точка соответствует 100% второго компонента. Экспериментально построенные диаграммы состояния проверяют по правилу фаз, дающему возможность теоретически обосновать на-

в интервале температур какое число фаз может существовать в системе.

Так как диаграммы строят при постоянном давлении, то правило следующее уравнение

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

где K —число компонентов; Φ —число фаз; C —число степеней свободы (или варианты) симых переменных (фаз) и внешних (температура, давление) факторов, которые могут изменять число степеней свободы в равновесии.

Из правила фаз для одной системы при постоянном давлении не может одновременно существовать более трех фаз. Это означает, что для системы $C = 0$ ($\Phi = 2 + 1$). Три фазы могут существовать только при определенном составе фаз и температуре. В одной системе насыщенное состояние больше трех, это значит, что система находится в равновесии с более чем тремя фазами. Если неправильно определено число компонентов, для системы не выполняется правило фаз.

Экспериментально построенные диаграммы состояния являются результатом сложного процесса формирования большого количества сплавов. Однако при помощи термодинамики

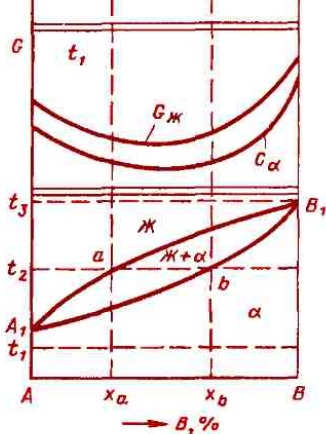


Рис. 3.3. Термодинамическое обоснование диаграммы состояния сплавов, компоненты которых полностью растворимы в жидком и твердом состояниях

помощью правил геометрической термодинамики) можно построить равновесные диаграммы состояния.

Известно, что в равновесном состоянии могут быть только те составы фаз в системе, которые имеют минимальную свободную энергию (термодинамический потенциал) при данной температуре. Проведем синтез простейшей диаграммы состояния, экспериментальное построение которой представлено на рис. 3.2. На рис. 3.3 показана связь характерных графиков изменения свободной энергии возможных фаз при трех определенных температурах t_1 , t_2 , t_3 с диаграммой состояния. При темпера-

Рассмотрим типичную диаграмму состояния для системы, обладающей особым вниманием к вращению в твердом состоянии.

Диаграмма состояния системы, компоненты которой полностью растворимы в жидком и твердом состоянии, характеризуется взаимной растворимостью в жидком состоянии. Возможны случаи, когда компоненты имеют различные решетки и различное количество атомов на элементарных ячейках. Такая диаграмма имеет простой вид. Линии ликвидуса и солидуса, сходящиеся между собой в точке эвтектики, характеризуют составы чистых компонентов. Сплавы затвердевают в определенном интервале температур. Такие системы имеют типичные диаграммы состояния, например Ag-Au, Mo-V, Mo-

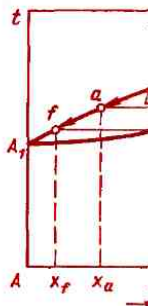


Рис. 3.4. Диаграмма состояния системы, компоненты которой полностью растворимы в жидком и твердом состоянии

обогащенной компонентом А, будут находиться кристаллы твердого раствора состава x_b . При медленном охлаждении, а это необходимое условие для получения равновесных состояний, компонент А из жидкости диффундирует в кристаллы состава x_c , и они изменяют состав до x_b . К концу затвердевания при температуре t_3 все кристаллы будут иметь одинаковый состав x_c .

На диаграмме утолщенными линиями показано, как изменяется состав жидкого и твердого растворов в процессе кристаллизации от температуры t_1 до t_3 . В процессе кристаллизации изменяется не только состав фаз, но и количественное соотношение жидкой и твердой фаз.

После окончания кристаллизации должна наблюдаться однофазная структура.

Если процесс кристаллизации протекает в условиях ускоренного охлаждения, что обычно имеет место при получении литых деталей и слитков, то диффузионное выравнивание состава у кристаллов, вышедших при температурах выше t_3 , не успевает происходить, в результате чего получается неодинаковый состав не только у отдельных кристаллов, а в каждом из них. Внутренние участки кристалла будут более богаты тугоплавким компонентом В, а наружные компонентом А. Это явление неоднородности химического состава носит название *микроликвации*. Первые кристаллы поверхности слитка

любого сплава и количественное соотношение фаз любой температуры можно определить при помощи диаграммы.

Ранее указывалось, что состав выделяющейся фазы в процессе кристаллизации по линии солидус (рис. 3.4). В это же время состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус от x_c до x_f . Это дает возможность определить правило определения состава фаз (правило концентрации) через данную точку (или линию) кристаллизации, горизонтальную линию пересечения с линиями ликвидус и солидус. Если по оси абсцисс данной области диаграммы показаны составы x_a и x_b .

Правило определения соотношения фаз
Через данную точку провести горизонтальную линию (коноды) между точками a и b , определяющими составы фаз, и наоборот пропорционально количеству этих фаз:

$$J_a/\alpha_b =$$

Эти правила справедливы для двухфазной области диаграммы и не имеют смысла для однофазной области. Используя эти правила и привлекая еще до

α	$\alpha + \beta_{II}$	$\alpha + (\alpha + \beta)$	$\beta + (\alpha + \beta)$	β
----------	-----------------------	-----------------------------	----------------------------	---------

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

ло фаз, можно «прочитать» любую сложную диаграмму, состоящую из большого числа ветвей и областей.

Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют эвтектику (рис. 3.5). Сплавы, составы которых расположены в областях α и β , кристаллизуются точно так же, как и сплавы предыдущей диаграммы состояния (см. рис. 3.4), 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 растворимость компонента А в компоненте В определяется линией FQ , и эта растворимость не изменяется или изменяется так мало, что при выбранном масштабе это не отмечается.

Твердый раствор компонента В в компоненте А является твердым раствором не только ограниченной, но и переменной растворимости. Линия EP —это линия растворимости, которая определяет равновесное содержание растворенного компонента при изменении температуры. Максимальное содержание компонента В в α -фазе определяется

температуре t_1 . Исполнения состава фаз, дим горизонтальную чения с ближайш граммы состояния точек пересечения трации укажут составор α имеет состав x_a , а твердый раствор соответствующий Q . отношение β - и α -фаз делаются соответственно mb (в масштаб

По мере уменьшения в твердом растворе падает в виде твердстава, соответствующие кристаллы β называют вторичными β_{II} ; этим подчеркивается из твердого раствора. Конечная структура дет состоять из (рис. 3.6, а). Твердые жидкие компонент щем P , при охлаждении лидуса A_1E фазовых испытывают.

Из всех сплавов выделяется сплав L (сплав называется эвтектическим или более легкоплавким). с одновременным твердых фаз операции: твердого раствора E и твердого раствора F . В результате о

Эвтектическая реакция протекает изотермически и при постоянном составе реагирующих фаз, так как в двухкомпонентном сплаве одновременно сосуществуют три фазы. Число степеней свободы системы равно нулю:

$$C = K + 1 - \Phi = 2 + 1 - 3 = 0.$$

Для эвтектики характерно определенное количественное соотношение фаз, которое определяется отрезками $\alpha_E/\beta_F = CF/CE$.

На рис. 3.6, в в виде схемы показана пластинчатая эвтектика. Кристаллы α и β в эвтектике имеют форму пластин и равномерно чередуются между собой, образуя колонии. При охлаждении эвтектики при температуре ниже точки C состав β -фазы не изменяется, а состав α -фазы, входящей в эвтектику, изменяется по линии EP , в результате чего выделяются вторичные кристаллы β_{II} (см. рис. 3.5). При температуре $20-25^\circ\text{C}$ состав эвтектики в сплаве будет иметь фазы: $\alpha_P + \beta_Q + \beta_{QII}$. Однако в этом случае наблюдать под микроскопом фазу β_{QII} не удается. Так как эвтектика содержит фазы строго определенного состава и количественного соотношения, принято считать эвтектику ($\alpha_E + \beta_F$) одной структурной составляющей (хотя следует помнить, что она состоит из двух фаз) с присущими ей характерными свойствами. Несмотря на то, что диаграмма состояния отражает только фа-

рис. 3.5) эвтектической предшествует выделение α из жидкого раствора. Температуры точек 4-5 - температуры выделения жидкой фазы компонентом В. В процессе охлаждения до температуры 4 происходит образование определенного состава жидкой фазы $5E$, а количество выделяющейся фазы α на отрезке $5C$.

При температуре $5E$ (эвтектическая температура) жидкая фаза превратится в эвтектику. При дальнейшем охлаждении до температуры 6 будет происходить образование вторичных кристаллов α -фазы, выделяющейся в эвтектике, выделившейся при охлаждении по линии EP .

Конечная структура сплава показана на рис. 3.6, в.

Для заэвтектического сплава кристаллизация в интервале температур $6-7$ сопровождается выделением α -фазы, богатой компонентом В, что приводит к обеднению жидкой фазы этим элементом. В результате образуются кристаллы β и α фазы $6'$ до точки F , а α -фазы - от точки 6 до точки F .

При охлаждении до температуры 7 фазовый состав сплава будет соответствовать точке 7 на отрезке $C7$ и жидкой фазе $7F$. При температуре

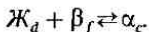
Рис. 3.7. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют перитектику

часть сплава превратится в эвтектику ($\alpha_E + \beta_F$). Конечная структура такого сплава показана на рис. 3.6, з.

Все сплавы состава от точки *E* до точки *F* содержат структурную составляющую эвтектику, количество которой тем больше, чем ближе состав сплава к эвтектическому.

Диаграмма состояния сплавов, компоненты которой ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют перитектику (рис. 3.7). В сплавах с содержанием компонента *B* меньше x_c либо больше x_f кристаллизация приводит к образованию однофазных сплавов α и β соответственно.

Сплав *II* называют перитектическим. После предварительного выделения β -кристаллов из жидкой фазы сплав при температуре t_n испытывает перитектическое превращение, в результате которого жидкая фаза J_d и твердая фаза β_f , взаимодействуя между собой, образуют новую твердую фазу α_c :



Количество фаз J_d и β_f , необходимое для образования фазы α_c , определяется соотношением отрезков $J_d/\beta_f = fc/cd$.

Подсчет числа степеней свободы при температуре t_1 и температуре перитек-

в результате взаимодействия жидкого раствора с твердой фазой образуется новая твердая фаза.

В сплавах до температуры t_n при температуре t_n реакции имеет место образование α - или β -фазы со составом x_c или x_f соответственно с этим в запертой области (сплав *III*) перитектическое превращение заканчивается также образованием α_c -фазы, но оста-



В результате перитектического превращения структура смеси, состоящая из сплавов двух типов α_c и β_f , содержащих различающиеся смеси α и β , превращается в смесь α_c и β_f . При этом фаза α_c , выделившись из смеси, окружена фазой β_f . Это происходит позднее¹. Кроме того, чем ближе к перитектическому составу, тем ближе к перитектической температуре.

¹ Пери (греч.) — вокруг



Рис. 3.8. Схема микроструктуры перитектического сплава

ние сплава произойдет в точке 3, причем структура сплава будет однофазная, где трудно отличить кристаллы α_c , образовавшиеся при перитектической реакции, от кристаллов α , образовавшихся непосредственным выделением из жидкого раствора.

Диаграмма состояния сплавов с полиморфным превращением одного из компонентов. Большой практический интерес представляют сплавы, у которых один из компонентов или оба имеют полиморфные превращения. В этих сплавах в результате термической обработки можно получать метастабильные состояния структуры с новыми свойствами.

Диаграмма состояния сплавов с полиморфным превращением одного из компонентов представлена на рис. 3.9. Сплав *I* после полного затвердевания при температуре точки 2 в твердом состоянии в интервале температур точек 3 и 4 изменяет кристаллическую структуру. Это вызвано полиморфизмом компонента А, который до температуры точки A_1 имеет тип кристаллической решетки A_α , а при температуре более высокой — A_γ . Причем кристаллическая решетка A_γ такая же, как у компонента В, в результате чего между ними образуется непрерывный ряд твердых растворов.

В сплавах, составы которых лежат между точками x_a и x_b , превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении не заканчивается и

лиморфным превращением

сплав остается жидким. Сплавы, составы которых лежат к правую от точки x_b , в твердом состоянии не имеют, следовательно, структура — однофазная — γ .

Диаграмма состояния сплавов с полиморфными превращениями одного из компонентов и эвтектическим превращением представлена на рис. 3.10, можно заметить, что при кристаллизации все сплавы в определенной области температур образуются твердые растворы, которые при понижении температуры испытывают эвтектическое превращение.

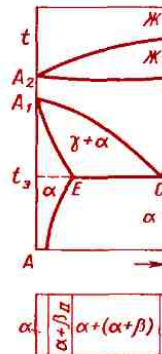


Рис. 3.10. Диаграмма состояния сплавов с полиморфными превращениями одного из компонентов и эвтектическим превращением

ства сплава в значительной степени определяются фазовым составом, о котором можно судить по диаграмме состояния. Впервые на связь между видом диаграммы и свойствами указал Н. С. Курнаков.

Для систем, образующих непрерывные твердые растворы, зависимость свойств от состава фаз изображается кривыми линиями, а для двухфазных смесей — прямыми линиями (рис. 3.11). Эти закономерности указывают на то,

5%) в меди повыша
в 2 раза, а пласт
уровне пластичност
творы обладают и
ми физическими и
ствами. При раство
стве 30%) в железе
нитные свойства
20–25 °С; раствор,
13% Cr, делает ж
стойким. В связи с
творы получили ши
только как конст
риалы, но и как ма
физическими свойс

Большой практи
ставляют техноло
твердых растворов.

Сплавы в состоя
ров хорошо обраба
и трудно — резанием
твердых растворов
неудовлетворитель
котекучестью обла
сплавы (см. рис. 3.

Промежуточные
случаев обладают
достью, температур
хрупкостью (карбид
оксиды и др.).

Закономерности,
Н. С. Курнаковым,
при разработке со
данными свойствам
номерности относ
новесном состояни
ние их ограничено.

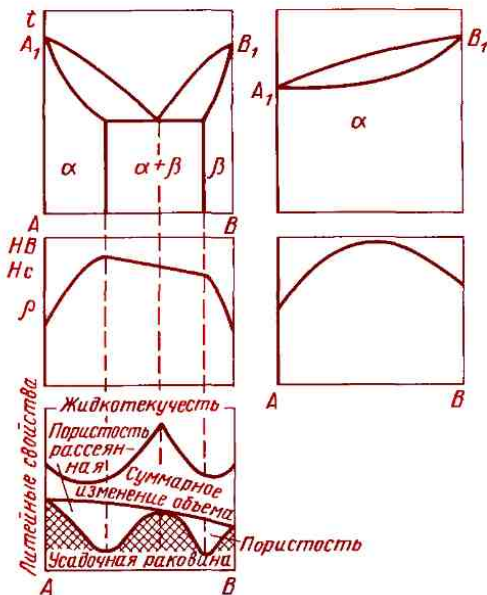


Рис. 3.11. Закономерности Н. С. Курнакова

ментит), и стабильная, характеризующая превращение в системе железо – графит.

На то, что система железо – графит является более стабильной, чем система железо – цементит, указывает тот факт, что 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 и углерод – элементы полиморфные.

Железо с температурой плавления 1539°C имеет две модификации – α и γ . Модификация Fe_{α} существует при температурах до 911°C и от 1392 до 1539°C , имеет ОЦК решетку с периодом $0,286$ нм (при температуре $20-25^{\circ}\text{C}$). Важной особенностью Fe_{α} является его ферромагнетизм ниже температуры 768°C , называемой точкой Кюри.

Модификация Fe_{γ} существует в интервале температур от 911 до 1392°C и имеет ГЦК решетку, период которой при 911°C равен $0,364$ нм. ГЦК решетка более компактна, чем ОЦК решетка. В связи с этим при переходе Fe_{α} в Fe_{γ} объем железа уменьшается приблизительно на 1% . Fe_{γ} парамагнитно.

Углерод существует в двух модификациях: графита и алмаза. При нормальных условиях стабилен графит, алмаз представляет собой его метастабильную модификацию. При высоких давлениях и температурах стабильным

ном – $0,1\%$. Столь малым размером в ОЦК решетке. Значимов углерода вынужден в дефектах (ваканциях).

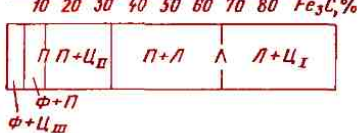
Феррит – мягкая, следующими механическими свойствами: $\sigma_{\text{в}} = 300$ МПа; $KCU = 2,5$ МДж/м²

Аустенит¹ (обозначен γ) – твердый раствор в Fe_{γ} . Он имеет ГЦК решетку с большими порами в виде пустот в ОЦК решетке, содержание углерода в Fe_{γ} больше и достигает $2,14\%$ при 727°C , но прочнее феррита при температуре 20°C .

Цементит (обозначен Fe_3C) – твердый сплав железа (почти постоянный состав). Содержит $6,69\%$ углерода и имеет сложную ортоферритическую решетку. В обычных условиях цементит твердый и хрупкий. Он слабо ферромагнитен при 20°C . Температуру плавления не удалось определить в связи с тем, что при нагреве она составляет 1260°C при нагреве.

Графит – углерод, стабилен в железоуглеродистом состоянии. Им

¹ В честь английского



C	114
F	114
G	91
P	72
S	72
K	72

Рис. 3.12. Диаграмма состояния Fe–Fe₃C

кристаллическую решетку. Графит электропроводен, химически стоек, малопрочен, мягок.

Превращения в сплавах системы железо – цементит. Диаграмма состояния Fe–Fe₃C (рис. 3.12) характеризует фазовый состав и превращения в системе железо – цементит (6,69 % C). Особенность диаграммы – наличие на оси составов двух шкал, показывающих содержание углерода и цементита. Координаты характерных точек диаграммы приведены в табл. 3.1. Точка A определяет температуру плавления чистого железа, а 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. Значения остальных точек будут ясны после проведенного анализа диаграммы.

Превращения в сплавах системы Fe–Fe₃C происходят как при затвердевании жидкой фазы, так и в твердом

состоянии. Первичный цементит идет в интервале температур между линиями AN и HJ и солидус (AHJES). Первичная цементитизация вызвана растворением углерода в железе одной модификации и переменной растворимостью в аустените и феррите. При температуре эта растворимость резко уменьшается. Избыток углерода в растворах выделяется в виде цементита. Линии ES и PQ характеризуют предельные концентрации углерода в аустените и феррите соответственно. Точка E имеет почти неизменную температуру. Вертикальная линия AD – температура плавления цементита, выделяющийся из раствора цементит выделяется первичным; цементит, выделяющийся из аустенита, выделяется третичным. Соответствующие линии на диаграмме состояния системы Fe–Fe₃C: линия первичного цементита – линия AHJES; линия вторичного цементита – линия HJ; линия третичного цементита – линия HJB (1499 °C).

$\Phi_H + \lambda$

аустенита при сохранении некоторого количества феррита:

$$\Phi_H + Ж_B = A_J + \Phi_{H(ост)}$$

При дальнейшем охлаждении этот остаток феррита перекристаллизуется в аустенит с тем содержанием углерода, которое имеет сплав.

Сплавы типа *IV* содержат углерод от 0,16 до 0,51%. При температуре точки *II* они имеют избыток жидкой фазы, по сравнению со сплавом *III*. В результате перитектический процесс заканчивается образованием аустенита при сохранении некоторого количества жидкой фазы:

$$\Phi_H + Ж_B = A_J + Ж_{B(ост)}$$

При дальнейшем охлаждении в интервале температур точек *II*–*II* оставшаяся жидкая фаза затвердевает, образуя аустенит. Концентрация углерода в аустените ниже температуры точки *II* изменяется по линии *JE*.

Таким образом, все рассмотренные сплавы, лежащие ниже линий *NJ* и *JE*, находятся в твердом состоянии и имеют аустенитную структуру.

Превращения сталей в твердом состоянии. Большинство технологических операций (термическая обработка, обработка давлением и др.) проводят в твердом состоянии, поэтому рассмотрим более подробно превращения сталей при температурах ниже температур кристаллизации (ниже линии *NJE*).

Рассмотрим превращения, протекающие в сталях при охлаждении из однофазной аустенитной области (рис. 3.14).

Сплавы железа с углеродом, содержащие до 0,02% С (такие сплавы называют техническими).

Если углерода в сплаве 0,0002% (сплав *I*), то при температуре точки *2* происходит образование аустенита в феррите. Такая структура сохраняется до температуры 20–25°C.

При содержании углерода в сплаве *II*, после охлаждения начиная с температуры точки *2* происходит выделение из аустенита третичного цементита, что эквивалентно уменьшению содержания углерода в феррите (рис. 3.14). Конечная структура двухфазная: феррит и цементит, причем цементит находится в виде прослоек между ферритными зернами (рис. 3.14). Это ухудшает пластичность.

При температуре охлаждения цементит имеется в виде мелких чешуек в пластичных сплавах, содержащих до 0,0002% С. Однако при содержании углерода в сплаве *III* цементит в феррите образуется в виде прослоек между ферритными зернами (рис. 3.14). Это ухудшает пластичность. Обычно при рассмотрении сплавов с содержанием углерода до 0,02% о третичном цементите не упоминают.

Сплав *II* (см. рис. 3.14).

сталью. В ней при температуре линии PSK происходит эвтектоидное превращение, в результате которого из аустенита выделяются феррит с содержанием $0,02\%$ С и цементит. Такую смесь двух фаз называют перлитом (рис. 3.16, б). Эвтектоидное превращение идет при постоянных температуре и составе фаз, так как в процессе одновременно участвуют три фазы, и число степеней свободы равно нулю.

Сплав I (см. рис. 3.14, б) с содержанием углерода менее $0,8\%$ называют доэвтектоидной сталью. Эвтектоидному превращению в таких сталях предшествует частичное превращение аустенита в феррит в интервале температур точек

состав сплава $A_c +$ соответственно определены отрезков ab и bc .

При температуре фазовый состав соответственно соотношению P_2 и $2S$. Эвтектоидного превращения идет в перлит, который, слившись ранее, образует конечную структуру.

Количественное соотношение структурными составляющими (феррит и перлит) в доэвтектоидной стали определяется содержанием углерода. Чем ближе содержа-

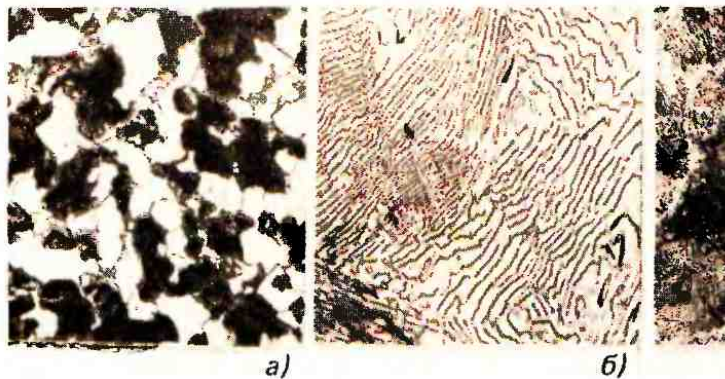


Рис. 3.16. Микроструктура сталей:

a — доэвтектоидная; b — эвтектоидная; c — заэвтектоидная, $\times 300$

тектоидной концентрации, тем больше в структуре перлита. Следовательно, зная содержание углерода в доэвтектоидной стали, можно заранее предвидеть ее структуру в стабильном состоянии.

Сплав III—заэвтектоидная сталь ($> 0,8\%$ C). Эвтектоидному превращению в этих сталях в интервале температур точек 3–4 предшествует выделение из аустенита вторичного цементита (C_{II}). Этот процесс вызван уменьшением растворимости углерода в аустените согласно линии ES диаграммы. В результате при охлаждении до температуры точки 4 аустенит в стали 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, которые на микрофотографиях выглядят светлой сеткой (рис. 3.16, в). Максимальное количество структурно свободного цементита ($\sim 20\%$) будет в сплаве с содержанием углерода $2,14\%$.

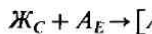
Превращения чугунов. В сплавах с содержанием углерода более $2,14\%$ при кристаллизации происходит эвтектическое превращение.

Такие сплавы называют белыми чугунами.

Сплав II (рис. 3.17)—эвтектический белый чугун ($4,3\%$ C) кристаллизуется при эвтектической температуре изотермически с одновременным выделением двух фаз: аустенита состава точки E

лит.

В доэвтектическом ($< 4,3\%$ C) кристаллизация начинается с выделения первичного раствора. В сплав идет в интервале 1–2. При температуре образуется эвтектика (лед



При последующем охлаждении аустенита, структура которого в ледебурит превращается в вторичный цементит. В результате этого аустенит при 727°C превращается

Структура доэвтектического чугуна показана на рис. 3.18, а. Темные поля на фотографиях — это ледебурит, образовавшийся в результате превращения свободного аустенита.

Сплав III—заэвтектический белый чугун ($> 4,3\%$ C). В сплавах с содержанием углерода более $4,3\%$ кристаллизация начинается с выделения первичного цементита. В интервале 5–6; при этом состав сплава меняется согласно линии ES . При кристаллизации заэвтектического чугуна происходит эвтектическое превращение ледебурита. При дальнейшем охлаждении происходят превращения в стабильном состоянии, такие же, как в стали.

Конечная структура белого чугуна при температуре 727°C показана на рис. 3.18, б.

Рис. 3.18. Микроструктура белых чугунов:
a — доэвтектического; *b* — заэвтектического, $\times 300$

темные участки перлита; резко выделяются крупные пластинки первичного цементита.

Превращения в сплавах системы железо–графит. Диаграмма состояния железо–графит нанесена на диаграмме состояния железо–цементит штриховыми линиями (рис. 3.19). Такой способ изображения системы железо–графит дает возможность сравнивать обе диаграммы.

В системе железо–графит эвтектика образуется при температуре 1153 °С. Она содержит 4,26% С и состоит из аустенита и графита. Ее называют графитной эвтектикой.

Эвтектоидное превращение у сплавов системы железо–графит протекает при температуре 738 °С, причем эвтектоид-

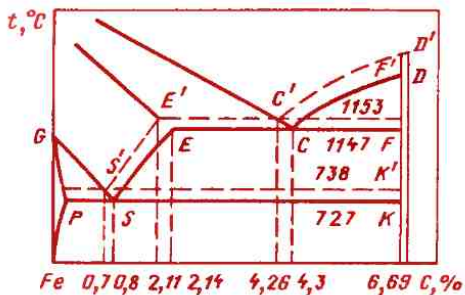


Рис. 3.19. Диаграмма состояния Fe–C

ная точка соответствует 0,7% С. Структура эвтектики состоит из феррита и графитных пластинок, имеющих графитовый характер. При температуре 1153–738 °С и выше первичный графит не образуется. При температуре 738 °С графит изменяет свой характер. При температуре 738 °С линия *E'S'*. Линия *C'D'* указывает на изменение состава жидкой фазы при кристаллизации первичного графита.

Чтение диаграммы системы железо–графит принципиально отличается от чтения диаграммы системы железо–цементит. Но в области сплавов с содержанием углерода до 2,11% графит не образуется. Первичный графит образуется в сплавах с содержанием углерода более 2,11%. При этом кристаллы графита имеют сложную форму, напоминающую пластинки, выходящих из одной точки. При этом первичный графит и графит, образующийся при охлаждении, выделяются в виде первичного и эвтектического графита. В сплавах с содержанием углерода более 4,3% графит кристаллизуется в виде первичного графита. При этом графит выделяется в виде первичного графита и графита, образующегося при охлаждении (рис. 3.19).

3.4. Влияние легирующих элементов на равновесную структуру

В современном машиностроении широко используются стали, в которых по-

превращений железа, температуру эвтектоидной и эвтектической реакций и влияют на растворимость углерода в аустените. Некоторые легирующие элементы способны так же, как и железо, взаимодействовать с углеродом, образуя карбиды, а также взаимодействовать друг с другом или с железом, образуя промежуточные фазы – интерметаллиды.

Принято температуры равновесных превращений, совершающихся в железе и сталях в твердом состоянии, обозначать буквой A с соответствующим индексом. Температуры фазового равновесия указаны на диаграмме состояния $Fe-Fe_3C$, поэтому обозначения связаны с линиями этой диаграммы (см. рис. 3.12).

Эвтектоидную температуру (линия PSK) обозначают A_1 , температуру магнитного превращения A_2 (линия MO), температуру линии $GS-A_3$, температуру полиморфного превращения $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ (линия NJ) – A_4 , температуру линии $SE-A_{cm}$.

Вследствие гистерезиса температуры превращений при нагреве всегда выше соответствующих температур при охлаждении, поэтому введена дополнительная индексация: при нагреве – индекс s , при охлаждении – индекс r . Магнитное превращение не имеет гистерезиса.

По влиянию на температуры A_3 и A_4 легирующие элементы можно разбить на две группы. Равновесные температуры A_3 и A_4 для чистого железа равны

с ГЦК решеткой. При ра A_3 при определ добавки понижается 3.20 показан участо легирующий элемент область. В сплав добавки, равной ил центрацию, соответ ГЦК решетка устой ре $20-25^\circ C$; таки аустенитными ста аустенитом назыв твердый раствор и любые твердые Fe_γ .

Во вторую групп которые повышан



Рис. 3.20. Диаграмма легирующий элемент (схема)

а)

б)

Рис. 3.21. Диаграмма состояния железо — легирующий элемент с замкнутой γ -областью:

a — открытая α -область; *б* — закрытая α -область (схема)

и понижают температуру A_4 . В этом случае температурный интервал устойчивости аустенита уменьшается и, соответственно, расширяется температурный интервал устойчивости Fe_α . Таких легирующих элементов большинство: Cr, Mo, W, V, Si, Ti и др.

Все перечисленные элементы образуют с железом диаграмму с «замкнутой» γ -областью (рис. 3.21). Концентрация, соответствующая точке *c*, для большинства элементов невелика (до 1–1,5%), и лишь для хрома аустенитная область простирается до 12% (рис. 3.22).

Из перечисленных элементов, дающих замкнутую γ -область, только хром и ванадий не образуют с железом промежуточных фаз, и поэтому α -область «открывается»: наблюдается неограниченная растворимость этих элементов в железе с ОЦК решеткой (см. рис. 3.21, *a*). Остальные легирующие элементы, замыкающие область, образуют с железом промежуточные фазы, поэтому при определенных концентрациях добавки на диаграммах появляется линия, ограничивающая растворимость,

Карбиды в ле...
К карбидообразую...
реходные металлы...
d-электронной обол...
электронов на обо...
средство к углерод...

В сталях ка...
являются следующие...
Cr, Mo, W, V, Nb, T...
лены в порядке во...
дообразующей спос...

При введении в...
зующего элемента в...
стве (десятые доли...
сильных карбидоо...
образования карбид...
ще всего не происх...
атомы легирующег...
заменяют атомы...
ственной решетке п...
ся легированный це...
чающийся по свой...
цементита.

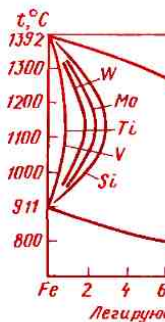


Рис. 3.22. Влияние лег...
протяженность замкн...

один металлический атом приходится один атом углерода. При известных условиях W и Mo образуют карбиды, более богатые металлом — M_2C .

Фазы внедрения, отличающиеся очень высокой тугоплавкостью, практически нерастворимы в аустените.

Для распада и растворения таких карбидов, как TiC , NbC , WC , сталь необходимо нагреть до температуры $\sim 1300^\circ C$. Вследствие нерастворимости фаз внедрения происходит обеднение аустенита углеродом при легировании стали сильными карбидообразователями.

Промежуточное положение по карбидообразующей способности занимает хром, который наиболее широко, по сравнению с другими элементами, используется как легирующая добавка в сталях.

Хром в низко- и среднелегированных сталях (до 10%) образует карбид Cr_7C_3 ; в высоколегированных сталях образуется более богатый хромом карбид $Cr_{23}C_6$. Карбиды хрома могут растворять железо и легирующие элементы стали в значительном количестве, поэтому часто в общем виде формулы этих карбидов записываются как M_7C_3 и $M_{23}C_6$.

Хром оказывает влияние на карбидообразование при совместном его введении с молибденом и вольфрамом. При определенном соотношении хрома и молибдена (вольфрама) не образуются фазы внедрения (MoC , WC), а вместо

хорошо растворимые карбиды типа M_3C , более растворимые карбиды типа M_6C и почти нерастворимые карбиды.

Влияние легирования на температуру фазовых превращений при нагреве и на диаграммы. Легирование изменяет температуры начинающиеся температуры фазовых превращений в дистых сплавах (NI , GS и SE), смещая их в сторону более низких температур (рис. 3.12).

Легирование изменяет температуру A_3 в сталях, оказывая

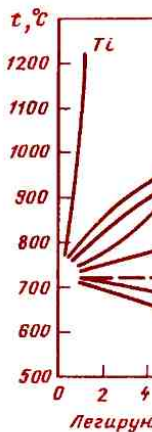


Рис. 3.23. Влияние легирования на температуру A_{c1}

Важнейшие узловые точки стали — точка *S*, указывающая содержание углерода в эвтектоиде (рис. 3.24), и точка *E*, указывающая максимальную растворимость углерода в аустените.

Большинство легирующих элементов уменьшает растворимость углерода в аустените при всех температурах, что равносильно сдвигу линии *SE* влево, в сторону меньших концентраций углерода.

Максимальная растворимость углерода в аустените (точка *E*) наиболее резко уменьшается под влиянием элементов, замыкающих γ -область в безуглеродистых сплавах: Cr, Si, W, V, Ti. Очевидно, что в присутствии этих легирующих элементов ледебурит в структуре сплава появится при меньших концентрациях углерода, чем в нелегированных железоуглеродистых сплавах. Например, в стали, легированной

Рис. 3.24. Влияние легирующего элемента на содержание углерода в аустените

10–11% Cr, ледебурит в структуре при содержании углерода $\sim 1\%$. Характерно, что количество ледебурита в сплаве с пониженным содержанием углерода снижается способностью сплава выдерживаться давлением в автоклаве, тогда как нелегированный сплав ($C > 2,14\%$) теряет способность выдерживаться давлением даже в автоклавах эвтектического состава.

В связи с этим легирующие элементы, содержащие ледебурит в структуре сплава, относят к сталям и классифицируют как *ледебуритные*.

внешних усилий. Деформации подразделяют на упругие и пластические. Упругие деформации исчезают, а пластические остаются после окончания действия приложенных сил. В основе упругих деформаций лежат обратимые смещения атомов металлов от положений равновесия; в основе пластических деформаций – необратимые перемещения атомов на значительные расстояния от исходных положений равновесия.

Способность металлов пластически деформироваться называется пластичностью. При пластическом деформировании металла одновременно с изменением формы меняется ряд свойств, в частности, при холодном деформировании повышается прочность. Пластич-

пытание на растяжение более распространены диаграммы прочности и пластичности (1497–73).

При растяжении образцов с площадью поперечного сечения F_0 и рабочей (расчетной) площадью F строят диаграмму растяжения – нагрузка – удлинение. На диаграмме выделяют упругую деформацию, равномерную пластическую деформацию от $P_{упр}$ до P_{max} и локализованную пластическую деформацию. Прямолинейный участок до предела пропорциональности $\sigma_{упр}$ имеет угол наклона α , коэффициент участка характеризует

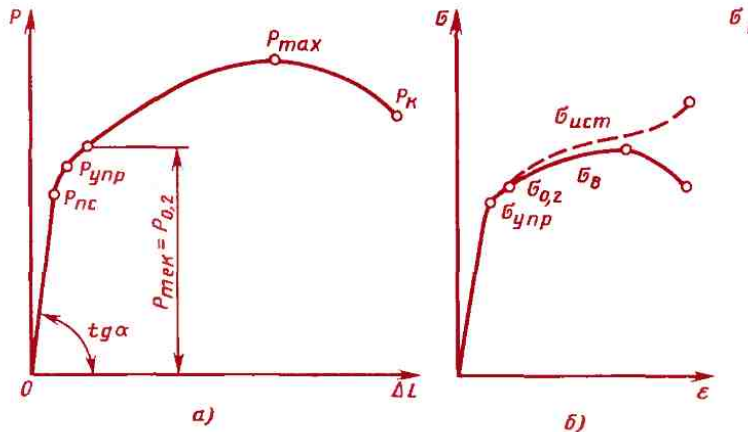


Рис. 4.1. Диаграмма растяжения пластичного металла (а) и диаграммы пластического (б) и хрупкого (в) металлов. Диаграмма истинных напряжений дана для сравнения

нагрузка уменьшается от P_{\max} до P_k (рис. 4.1, а). Это объясняется появлением местного утонения в образце — шейки, в которой в основном сосредотачивается пластическая деформация. Несмотря на уменьшение нагрузки, растягивающие напряжения в шейке повышаются до тех пор, пока образец не разорвется. Об этом свидетельствует диаграмма истинное напряжение — деформация (рис. 4.1, б). При растяжении образец удлиняется, а его поперечное сечение непрерывно уменьшается. Истинное напряжение определяется делением действующей в определенный момент нагрузки на площадь, которую образец имеет в этот момент. Истинные напряжения в повседневной практике не определяют, а пользуются условными напряжениями, считая, что поперечное сечение F_0 образца остается неизменным. Напряжения $\sigma_{\text{упр}}$, σ_T и σ_B — стандартные характеристики прочности. Каждая получается делением соответствующей нагрузки $P_{\text{упр}}$, P_T и P_{\max} на начальную площадь поперечного сечения F_0 .

Пределом упругости $\sigma_{\text{упр}}$ называют напряжение, при котором пластическая деформация достигает заданной малой величины, установленной условиями. Часто используют значения остаточной деформации 0,001; 0,005; 0,02 и 0,05%. Соответствующие пределы упругости обозначают $\sigma_{0,005}$, $\sigma_{0,02}$ и т. д. Предел упругости — важная характеристика пружинных материалов, которые

различают по пределу упругости $\sigma_{0,2}$ несложно определить независимо от того, есть ли площадка текучести и нет ли растяжения.

Временное сопротивление характеризует максимальную деформацию материала, обеспечивающую разрыв.

$$\sigma_B = F$$

Пластичность характеризуют удлинением и относительным сужением.

$$\delta = [(l_k - l_0) / l_0] \cdot 100\% \\ = [(F_0 - F) / F_0] \cdot 100\%$$

где l_0 и F_0 — начальная длина образца и начальная площадь поперечного сечения в начале испытания.

Допустимое напряжение $\sigma_{0,2}$ используют в расчетах (обычно в 1,5–2,4 раза).

Сопротивление удару при динамическом испытании характеризует ударная вязкость. Испытывают (ГОСТ 9454) работу разрушения образца с концентратором посередине одним из способов: $KC = K/S_0$, где K — энергия удара; S_0 — площадь поперечного сечения образца в месте концентратора.

U , V , T – вид концентратора: U – образный с радиусом надреза $r_n = 1$ мм, V – образный с $r_n = 0,25$ мм; T – трещина усталости, созданная в основании надреза; KCU – основной критерий ударной вязкости; KCV и KCT используют в специальных случаях (см. п. 7.2).

Механизм пластической деформации рассмотрим на примере деформации монокристалла. Пластическая деформация в монокристалле осуществляется путем сдвига одной его части относительно другой. Сдвиг вызывают касательные напряжения, когда их значение превышает критическое τ_k .

Имеется две разновидности сдвига: скольжение и двойникование (рис. 4.2). При скольжении одна часть кристалла смещается параллельно другой части вдоль плоскости, называемой плоскостью скольжения или сдвига (рис. 4.2, а). Скольжение – основной вид сдвига в металлах и сплавах. Деформация двойникованием представляет собой перестройку части кристалла в новое положение, зеркально симметричное к его недеформированной части (рис. 4.2, б). Плоскость зеркальной симметрии называют плоскостью двойникования. При двойниковании атомные плоскости кристалла сдвигаются параллельно плоскости двойникования на разные расстояния. Часть кристалла, в которой в результате двойникования произошла переориентация кристаллической решетки, называют двойником деформации. По сравнению со скольже-

В металлах с ОЦ двойникование наблюдается при низких температурах в областях деформирования при малых деформациях. Механизм двойникования в металлах с ОЦ решетки деформации двойникованием, в дальнейшем не рассматривается. Деформация скольжения происходит по плоскостям скольжения, в которых плотность дислокаций высока (рис. 4.3). Плоскости скольжения параллельны направлению сдвига с направлением лежащим этой плоскости перпендикулярно к направлению скольжения.

В металлах с ОЦ деформация происходит по плоскостям скольжения неодинаковым типом решетки (Cu, Al, Mg, Zn) и идет по плоскостям скольжения $\langle 110 \rangle$. Четыре направления и три направления скольжения из них образуют системы скольжения.

В металлах с ОЦ деформация развивается по плоскостям скольжения $\{112\}$ и $\{123\}$ в металлах с ОЦ. Число систем скольжения зависит от типа решетки.

У металлов с ОЦ деформация происходит по плоскостям скольжения, в которых плотность дислокаций высока. Эти металлы деформируются легче металлов с ОЦ. Число систем скольжения зависит от типа решетки. Число систем скольжения считается, если у металлов с ОЦ касательные напряжения

хованы плоскости наиболее легкого скольжения:

1 – плоскость (112); 2 – плоскость (123); 3 – плоскость базиса; 4 – пирамидальная
5 – призматическая плоскость скольжения

плоскостях с менее плотной упаковкой атомов. Увеличение количества систем скольжения сопровождается повышением способности металла к пластической деформации. В частности, при $c/a < 1,63$ у циркония и титана скольжение идет по плоскостям базиса, пирамидальным и призматическим плоскостям, так как близки значения критических напряжений сдвига в этих плоскостях. Поэтому эти металлы более пластичны, чем магний или цинк, у которых скольжение идет только по плоскостям базиса.

Элементарный акт сдвига – это смещение одной части кристалла относительно другой на одно межатомное расстояние (рис. 4.4). В идеальном кристалле, в котором нет дефектов структуры, в скольжении должны одновременно участвовать все атомы, находящиеся в плоскости сдвига. Для такого синхронного «жесткого» сдвига требуется, как

показывают расчеты, очень большое напряженное напряжение (G – модуль упругости, τ_k – критическая напряженность кристалла). Для сдвига на расстояние Δ требуется приложить напряжение $\tau = G \Delta$, что теоретического значения. В действительности реальная критическая напряженность реальных кристаллов определяется их структурным несовершенством.

Пластическая деформация в кристаллах осуществляется по механизму дислокаций (см. рис. 4.4). Дислокация движется в той плоскости, где сосредоточены дислокации. Под действием напряжения и дислокация движется в одну сторону с расположенной на

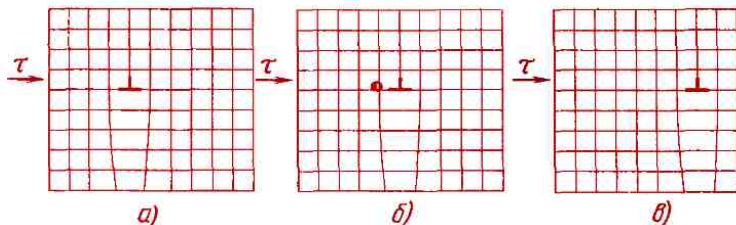


Рис. 4.4. Схема перемещения краевой дислокации при скольжении

Через некоторые препятствия дислокации проходят, но при более высоких напряжениях. Такими препятствиями являются, например, пересекающиеся с плоскостью скольжения дислокации. Границы зерен являются непреодолимыми препятствиями, перед ними дислокации скапливаются. Каждое скопление дислокаций создает поле напряжений, отталкивающее приближающуюся дислокацию. Чем больше дислокаций в скоплении, тем сильнее отталкивание и тем труднее деформируется металл. Когда плотность дислокаций в скоплении достигает определенного значения, в этом месте зарождается трещина.

При нагреве выше $0,3 T_{пл}$ начинает действовать другой механизм перемещения дислокаций — переползание. Оно представляет собой диффузионное смещение дислокации в соседние плоскости решетки в результате присоединения вакансий (рис. 4.6). Вакансии присоединяются последовательно к краю избы-

ряд вверх. Вакансии движутся в разных местах, поэтому в разных местах появляются ступеньки. В результате переползания дислокации в направлении движения вакансий на определенном участке сворачиваются на десятки плоскостей. В результате переползания дислокаций возникает мозаичный эффект чистоты. Переместившиеся дислокации сдвигаются путем переползания под действием напряжения выше $0,3 T_{пл}$. Вакансии в процессе переползания преодолевают некоторое число плоскостей в результате пластической деформации.

Пластическая деформация в поликристаллических металлах и сплавах промышленных сплавов приводит к образованию поликристаллической структуры. В процессе деформации поликристаллическая структура легкого сплава деформируется, и границы зерен начинают сдвигаться. В системах скольжения возникают изгибы и повороты дислокаций. Пока дислокации не достигнут

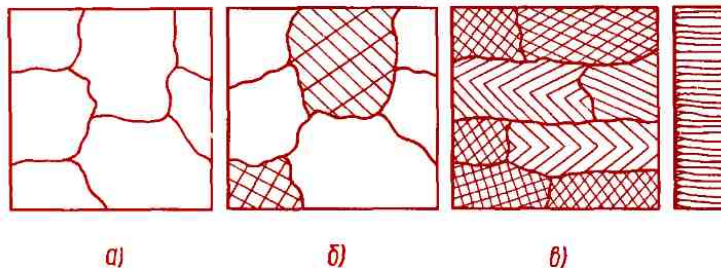


Рис. 4.7. Изменение микроструктуры поликристаллического металла: а — $\epsilon = 0\%$; б — $\epsilon = 1\%$; в — $\epsilon = 40\%$; з — $\epsilon = 80-90\%$

При значительной деформации в металле появляется кристаллографическая ориентация зерен, которая называется *текстурой деформации*. Текстура деформации — это результат одновременного деформирования зерен по нескольким системам скольжения. Она зависит от вида деформирования, кристаллической структуры металла, наличия примесей и условий деформирования.

При волочении или экструзии возникают так называемые аксиальные текстуры, когда определенное кристаллографическое направление оказывается параллельным оси проволоки или прутка для большинства зерен (рис. 4.8).

При прокатке получается более сложная текстура. В этом случае параллельно плоскости прокатки лежит кристаллографическая плоскость и направление, которое образует с направлением прокатки определенный угол α (см. рис. 4.8).

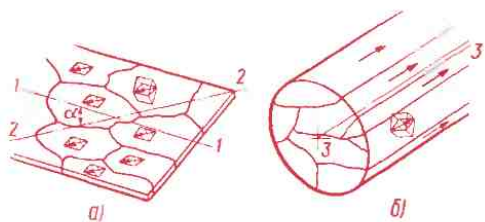


Рис. 4.8. Текстуры прокатки (а) и волочения (б):

1-1 — направление прокатки; 2-2 — ось текстуры; 3-3 — направление волочения

Рис. 4.9. Ячеистая аустенитной стали 12С деформации

Текстура деформации анизотропным.

Как было установлено микроскопическими исследованиями наклепанных металлов, состоящая тонкая структура диаметром 0,25–3 мкм, а также свободные от дислокаций границы ячеек — это тонкие стенки дислокаций. В ячейках разорванных связей между атомами сплавов, естественных примесей, которые зависят от состава сплавов, и т.д.

Деформирование оказывает влияние на свойства материала. Фаза имеет свои критические температуры и свои критические деформации. Сохранение неразрывности поверхности раздела фаз при деформации усложняет процесс. У двухфазных сплавов прочность выше, а пластичность ниже, по сравнению с однофазными. В равных условиях в сплавах образуются более сложные текстуры деформации. Процесс деформации двухфазных сплавов зависит от свойств второй фазы. Если вторая фаза имеет более высокие свойства, то в сплаве, но и при деформации этой фазы образуется хрупкая вторая фаза, что приводит к образованию непрерывной сетки

оксидов в металле) или иными способами (см. гл. 13). Когда движущаяся дислокация встречает на своем пути непроницаемые для нее включения, то она через них проходит, оставляя каждый раз дислокационные петли вокруг включений (рис. 4.10). Чем больше накопилось пе-

стает до $10^9 - 10^{12}$ искажения решетки. Число дислокаций в металле изменяется в зависимости от того, чем больше степеней свободы. При деформировании прочностные характеристики ($\sigma_{в}$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{упр}$) и по-

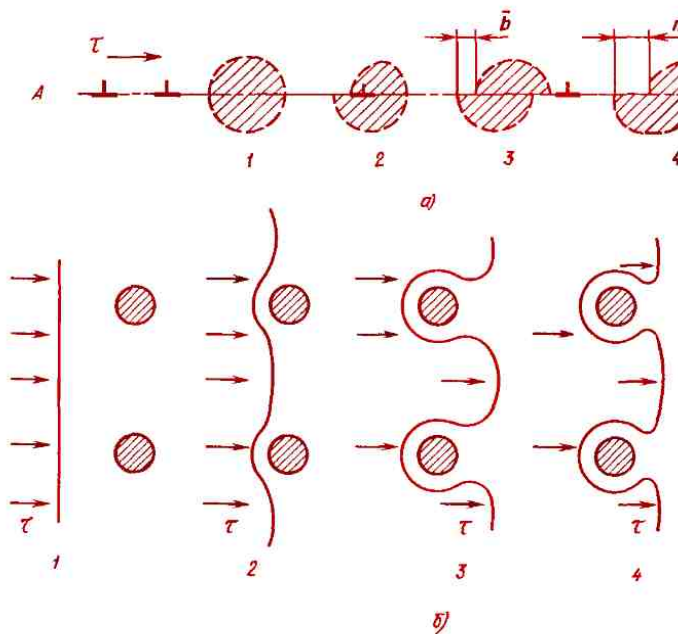


Рис. 4.10. Схемы перемещения дислокации в двухфазном сплаве при движении дислокации (а), при образовании дислокационных петель (б):

A – A – плоскость движения дислокаций; 1–5 – последовательные стадии

твердость и временное сопротивление удаётся повысить в 1,5–3 раза, а предел текучести в 3–7 раз. Металлы с ГЦК решеткой упрочняются сильнее металлов с ОЦК решеткой. Среди сплавов с ГЦК решеткой сильнее упрочняются те, у которых энергия дефектов упаковки минимальна (например, интенсивно наклепываются аустенитная сталь, никель, а алюминий упрочняется незначительно).

С ростом степени деформации возрастают удельное электрическое сопротивление, коэрцитивная сила, понижаются магнитная проницаемость, остаточная индукция и плотность металла.

Из-за неоднородности деформации в объеме металла различны изменения плотности, что служит причиной появления остаточных напряжений – как растягивающих, так и сжимающих.

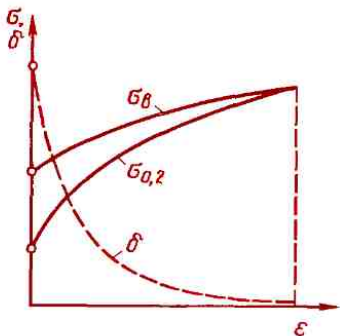


Рис. 4.11. Зависимость механических свойств от степени деформации

4.2. Возврат и рекристаллизация

Неравновесная структура, возникшая в результате холодной деформации металлов устойчива при нагреве до 25 °С. Переход металла в равновесное состояние происходит при нагреве. При повышении температуры происходит перемещение дислокаций и создаются условия для аннигиляции дислокаций и уменьшения их количества.

Процессы, происходящие при нагреве, подразделяют на две стадии: возврат и рекристаллизацию. Возврат и рекристаллизация сопровождаются уменьшением плотности и уменьшением деформации. Возврат происходит при температурах ниже 0,3 $T_{пл}$, рекристаллизация – при температурах выше 0,3 $T_{пл}$.

Возвратом называют процесс уменьшения деформации и роста тонкой структуры металла. Возврат сопровождается уменьшением деформации и уменьшением энергии деформации. Возврат происходит при температурах, которые не изменяются.

Рекристаллизацией называют процесс уменьшения деформации и роста новой структуры металла. Рекристаллизация сопровождается уменьшением деформации и уменьшением энергии деформации. Рекристаллизация происходит при температурах, которые не изменяются.

Возврат, в свою очередь, подразделяют на две стадии: первичный возврат и вторичный возврат. Отдых при

Перераспределение дислокаций сопровождается также уменьшением остаточных напряжений. Отдых уменьшает удельное электрическое сопротивление и повышает плотность металла.

В общем, твердость и прочность максимально уменьшаются на 10–15% первоначальных значений и соответственно увеличивается пластичность. После отдыха повышается сопротивление коррозионному растрескиванию.

Полигонизацией называют стадию возврата, при которой в пределах каждого кристалла образуются новые малоугловые границы. Границы возникают путем скольжения и переползания дислокаций; в результате кристалл разделяется на субзерна–полигоны, свободные от дислокаций (рис. 4.12).

Полигонизация в металлах технической чистоты и в сплавах–твердых растворам–наблюдается только после не-

пает, полигонизация оказываются ко
Пластически деф
таллы могут рекрис
после деформации, с
вышает определенн
чение, которое наз
степенью деформаш
формации меньше к
ждения новых зерен
исходит. Критическа
ции невелика (2–8%)
близка к 2%, для ж

Существует также
сталлизации; это на
тура нагрева, обесп
ность зарождения н
ратура рекристалли
которую долю от т
ния металла:

$$T_{\text{рекр}} =$$

Значение коэффи
чистоты металла и
ской деформации. Д
ческой чистоты $a = 0$
ся с увеличением с
Уменьшение количе
жет понизить a до 0,
растворов $a = 0,5 \div$
нии тугоплавких мет
гать 0,7–0,8. Для ал
леза технической
турный порог рекр
соответственно 100.

Зарождение новы
сталлизации прои

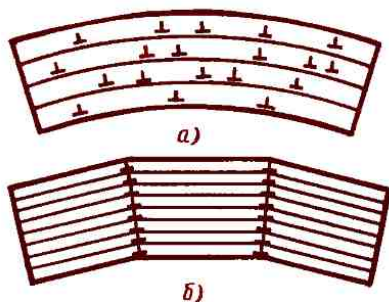


Рис. 4.12. Схема полигонизации:
а, б – наклепанный металл до и после полигонизации соответственно

зерен. Чем выше степень пластической деформации, тем больше возникает центров рекристаллизации. Они представляют собой субмикроскопические области с минимальным количеством точечных и линейных дефектов строения. Эти области возникают путем перераспределения и частичного уничтожения дислокаций; при этом между центром рекристаллизации и деформированной основой появляется высокоугловая граница.

С течением времени образовавшиеся центры новых зерен увеличиваются в размерах вследствие перехода атомов от деформированного окружения к более совершенной решетке; при этом большеугловые границы новых зерен перемещаются в глубь наклепанного металла.

Рассмотренная стадия рекристаллизации называется *первичной рекристаллизацией* или рекристаллизацией обработки. Первичная рекристаллизация заканчивается при полном замещении новыми зернами всего объема деформированного металла (рис. 4.13).

По завершении первичной рекристаллизации происходит рост образовавшихся зерен при увеличении выдержки или температуры; эта стадия рекристаллизации называется *собирающей рекристаллизацией*. Этот процесс самопроизвольно развивается при достаточно высоких температурах в связи с тем, что укрупнение зерен приводит к уменьшению свободной энергии металла из-

суммарная поверхность зерен. Рост зерен происходит при переходе атомов от одного зерна к другому через границу зерен при этом происходит укрупнение зерен. Чем выше температура, тем быстрее происходит рост зерен.

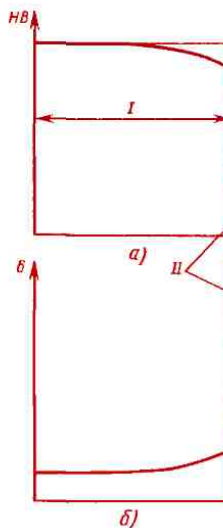


Рис. 4.14. Схемы изменения пластичности (б) наклепанного металла при нагреве:
 I — возврат; II — первичная рекристаллизация;
 III — рост зерна

мирование проводят ниже температуры рекристаллизации, металл наклепывается и сохраняет наклеп. Горячее деформирование приводит выше температуры рекристаллизации, когда получаемый наклеп снимается одновременно протекающей рекристаллизацией. Если рекристаллизация не устраняет наклеп, то он сохраняется частично или полностью. Это достигается при особых условиях обработки и охлаждения металла. Например, горячее деформирование с высокими скоростями и большими деформациями с дальнейшим быстрым охлаждением металла ниже температуры рекристаллизации сохраняет наклеп.

стрируют при помощи рекристаллизации (рис.

Для конструктивного назначения этого назначения нежелательна. сплавы, как прав свойствам и анизотропными. Однако при в рекристаллизации является предпочтительной зерен, которую на рекристаллизации. Б химического состава формирования, при примесей, технол. Образование тек

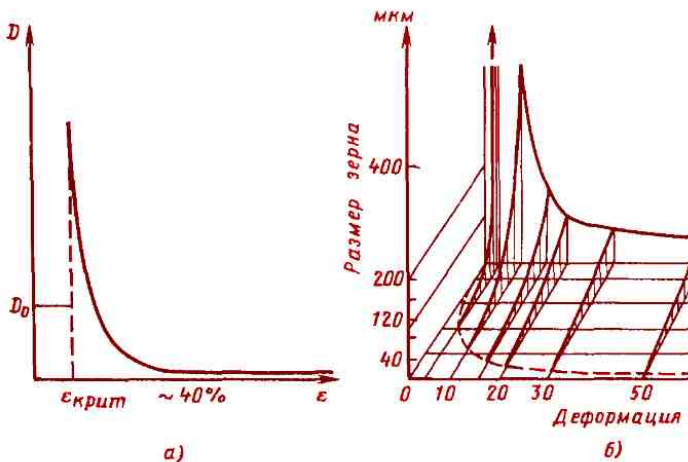


Рис. 4.15. Зависимость размера зерна D рекристаллизованного металла от деформации и диаграмма рекристаллизации технически чистого железа (б); D_0 —

зываются различия свойств каждой фазы, характер структуры и объемные соотношения между фазами. Особое значение имеют размер частиц второй фазы и среднее расстояние между частицами. Чем ближе друг к другу расположены частицы второй фазы, тем труднее перемещаться границе нового зерна и тем сильнее тормозится рекристаллизация. Это проявляется в повышении температуры рекристаллизации и увеличении времени для завершения первичной рекристаллизации многофазного сплава по сравнению с однофазным сплавом — твердым раствором аналогичного химического состава. Близость частиц второй фазы обеспечивается при достаточно высоком их содержании в сплаве. Когда частиц мало и они далеко друг от друга, их роль в рекристаллизации незначительна. Мелкие частицы размерами приблизительно 0,1 мкм и меньше тормозят рекристаллизацию (рис. 4.16). Более крупные частицы размерами свыше 0,1–0,5 мкм тормозят рекристаллизацию, когда располагаются близко друг к другу, и ускоряют ее, когда расстояние между ними увеличено (см. рис. 4.16). В последнем случае сказывается влияние межфазной границы, на которой преимущественно зарождаются новые зерна.

Тормозящее влияние дисперсных частиц второй фазы на рекристаллизацию успешно используется в промышленных сплавах для увеличения предельных рабочих температур.

Рис. 4.16. Зависимость температуры рекристаллизации двухфазного сплава от размера частиц второй фазы при различных температурах деформации:

1 — температура рекристаллизации сплава без частиц второй фазы; 2 — температура рекристаллизации сплава с частицами

Сверхпластичное проявляется при деформации материалов с ультратонкой структурой (0,5–10 мкм). При высокой скорости формирования (10^{-2} – 10^{-1} с) течет равномерно и относительно высокие деформации достигают 10^2 – 10^3 %.

Огромные деформации достигаются в сверхпластичном состоянии зернограницного сплава при деформации под действием направленного напряжения (например, при диффузионном течении атомов и обычным движением дислокаций) зерен. Для того чтобы получить сверхпластичное состояние, необходимо не только получить ультратонкую структуру и сохранить эту структуру в течение всего периода деформации при температуре выше $0,5 T_D$ (где T_D — температура диффузионного движения дислокаций, минут). В однофазном сплаве или в твердом растворе это время так коротко, что практически теряется. Промышленные сверхпластичные сплавы имеют ультратонкую структуру (лучшее

ства сплавов.

Термин «отпуск» используют обычно применительно к сталям и другим сплавам, испытывающим при закалке полиморфное превращение (двухфазные алюминиевые бронзы, некоторые сплавы на основе титана); термин «старение» — применительно к сплавам, не претерпевающим при закалке полиморфного превращения (сплавы на основе алюминия, аустенитные стали, никелевые сплавы и др.).

Принципиальная возможность применения того или другого вида термической обработки может быть определена на основании диаграмм фазового равновесия. В связи с этим можно выделить следующие основные группы сплавов¹:

1) сплавы, не имеющие фазовых превращений в твердом состоянии (см. рис. 3.4 и 3.7);

2) сплавы с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии (см. рис. 3.5);

3) сплавы с эвтектоидным превращением (см. рис. 3.10).

Любой технологический процесс термической обработки состоит из трех основных этапов: нагрев, изотермическая выдержка и охлаждение. Нагрев, а иногда и весь процесс термической обработки (отжиг) проводят в термических печах.

¹ Особенности термической обработки некоторых магнитных сплавов рассмотрены в гл. 15.

ния производительно обработке мелких деталей применяют скоростные печи. Детали загружают их в окончатые печи. Возникающие при нагреве напряжения не вызывают трещин и короблений. Нагрев опасен для катаных валков, валов и т.д. Поэтому нагрев таких деталей производят медленно (вместе с печью). Иногда быстрый нагрев производят в ваннах с расплавленными солями и другими мелкими деталями. При обработке шиностроительных заготовок применяют автоматические печи (рис. 5.1) и автоматические агрегаты.

Механизированная обработка применяется для закалки штампов, лей, укладываемых на конвейерную и закалочную камеры. Детали защищены защитной атмосферой. Детали каливаются детали откаливаются. С помощью конвейера детали подгоняются с деталями в печь. После нагревания детали перемещаются цепным механизмом в закалочную камеру. Детали погружают в закалочную камеру (или воду). После охлаждения детали пневмомеханизмом выносятся из печи. Детали в результате излучения и конвективного теплообмена, установленные в ваннах и в закалочном баке, интенсификации теплообмена и охлаждения.

В механизированных агрегатах производят

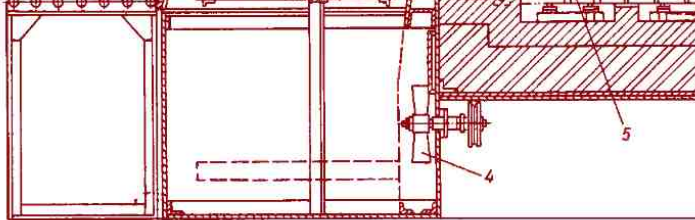


Рис. 5.1. Механизированная электропечь:

1 — нагревательная камера; 2 — закалочная камера; 3 — подъемный столик; 4 — распылитель; 5 — детали; 6 — цепной механизм для передвижения поддона с деталями

ческой обработки деталей, например, закалку и отпуск. Такие агрегаты состоят из механизированных нагревательных печей и закалочных баков, моечных машин и транспортных устройств конвейерного типа.

Поверхностный нагрев деталей производят тогда, когда в результате поверхностной закалки требуется получить высокую твердость наружных слоев при сохранении мягкой сердцевины. Чаще всего закаливают наружный слой трущихся деталей машин.

Наиболее совершенным способом поверхностной закалки является закалка в специальных установках с нагревом токами высокой частоты — ТВЧ. Этот способ нагрева очень производительен, может быть полностью автоматизирован и позволяет получать при крупносерийном производстве стабильное высокое качество закаливаемых изделий при минимальном их короблении и окислении поверхности.

Известно, что с увеличением частоты тока возрастает скин-эффект; плотность тока в наружных слоях проводника оказывается во много раз большей, чем в сердцевине. В результате почти вся тепловая энергия вы-

деляется в поверхностный слой, что способствует его разогреву.

Нагрев деталей ТВЧ осуществляется индуктором. Если деталь имеет большую длину (высоту), то вся деталь может быть одновременно нагрета. Если же деталь имеет малую длину, то нагрев происходит по мере перемещения изделия относительно индуктора с рассчитанной скоростью.

Охлаждение при закалке ТВЧ обычно осуществляется через спрейер — трубку с форсунками для разбрызгивания воды, расположенную относительно индуктора. Стружка с участка детали или индуктора, попадая в спрейер, охлаждается.

Преимущество поверхностной закалки, так же как и поверхностной обработки (полировка, шлифовка, катки), состоит также в том, что в поверхностных слоях детали остаются сжимающие

Рис. 5.2. Расположение индуктора, закаливаемой цилиндрической детали и спреера при закалке с нагревом ТВЧ:
1 — деталь; 2 — индуктор; 3 — спреер

В последнее время для термической обработки некоторых деталей применяют источники высококонцентрированной энергии (электронные и лазерные лучи).

Использование импульсных электронных пучков и лазерных лучей для локального нагрева поверхности деталей позволяет вести поверхностную закалку рабочих кромок инструментов и сильно изнашивающихся областей корпусных деталей. Иногда тонкий поверхностный слой доводят до оплавления и в результате быстрого охлаждения получают мелкозернистую или аморфную структуру.

При закалке с использованием источников высококонцентрированной энергии не требуются охлаждающие среды, так как локально нагретые поверхностные слои очень быстро остывают в результате отвода теплоты в холодную массу детали. В качестве источников энергии используют ускорители электронов и непрерывные газовые и импульсные лазеры.

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

Термическую обработку проводят независимо от того, происходят ли в сплавах фазовые превращения в твердом состоянии или нет. Такую обработку

Нагрев для снятия напряжений. Многие технологии на обрабатываемых деталях возникают точных напряжений шиваются в объеме

Значительные остаточные напряжения возникают в отливках, неравномерно после проката или ковочных деформированных полуфабрикатах, в прутках и в сварных соединениях и т. п.

Остаточные напряжения в указанных случаях могут быть весьма значительны. Они могут вызвать деформацию деталей при эксплуатации или в процессе эксплуатации с напряжениями, превышающими допустимые грузок, привести к разрушению или коррозии; увеличивая зазоры (например, сварной шов), вызывают точные напряжения, которые вызывают хрупкое разрушение сплавов они вызывают к растрескиванию в активной зоне ионно-активной среды. Остаточные напряжения могут превышать предела текучести.

Для уменьшения остаточных напряжений изделия нагревают с понижением температуры, поэтому остаточные напряжения вызывают пластическую деформацию и снижаются

точных напряжениях происходит при меньших температурах нагрева. Например, в холоднодеформированных латунных полуфабрикатах остаточные напряжения практически полностью снимаются в процессе отжига при 250–300 °С

По окончании выдержки при заданной температуре изделия медленно охлаждаются, чтобы предотвратить возникновение новых напряжений. Допустимая скорость охлаждения зависит от массы изделия, его формы и теплопроводности материала; она обычно лежит в пределах 20–200 °С/ч.

Рекристаллизационный отжиг. Нагрев деформированных полуфабрикатов или деталей выше температуры рекристаллизации называют рекристаллизационным отжигом; в процессе выдержки происходит главным образом рекристаллизация. Скорость охлаждения при этой разновидности отжига не имеет решающего значения; обычно охлаждение по окончании выдержки проводят на спокойном воздухе. Цель отжига — понижение прочности и восстановление пластичности деформированного металла, получение определенной кристаллографической текстуры, создающей анизотропию свойств, и получение заданного размера зерна.

Рекристаллизационный отжиг часто используют в качестве межоперационной смягчающей обработки при холодной прокатке, волочении и других операциях холодного деформирования.

зотропию свойств. деленных направле- нитные свойства в стали и пермаллоя в некоторых пруд др.).

В машино- и при кое применение и сплавы — твердые щие фазовых превр состоянии (алюми ферритные и аусте фазные латуни и б

В таких матер возможность регу зерен является соче стической деформа рекристаллизацион

Диффузионный отжиг. В реальных услови плава кристаллиза ров чаще всего про диффузионные про для выравнивания щих кристаллов по процесса кристалли сохраняется неоднo объему кристалла ская ликвация: сер обогатена тугопла сплава, а наружны обогатены компо температуру плавле

На примере сист превращением (рис. казано изменение с

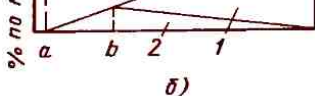


Рис. 5.4. Диаграмма состояния компонентов с переменной растворимостью в твердом состоянии:

a — диаграмма равновесия; *b* — количество первичных (1) и вторичных (2) кристаллов A_mB_n в сплавах разного состава при температуре 20–25 °С (высота прямоугольника пропорциональна массе всего сплава)

К термически упрочняемым относятся сплавы составов от точки *a* до промежуточного соединения A_mB_n , в которых при охлаждении из твердого раствора α выделяются вторичные кристаллы A_mB_n . При этом степень упрочнения тем выше, чем больше масса вторичных кристаллов в равновесном сплаве (рис. 5.4, б).

Рассмотрим для примера сплав *I* состава точки *c*, который в равновесном состоянии имеет двухфазную структуру, состоящую из кристаллов твердого раствора α концентрации точки *a* и относительно крупных вторичных кристаллов A_mB_n . Сопротивление движению дислокаций возрастает по мере уменьшения расстояний между частицами упрочняющей фазы, т. е. сплав *I* станет прочнее, когда вместо немногочисленных крупных включений образуется большое количество мелких. Наибольшее препятствие для движения дислокаций создают включения, отстоящие друг от

друга на расстояние, близкое к критическому. Этот процесс выделения кристаллов и в результате формирования двухфазный сплав — переносом *B* твердый раствор. Наличие твердого раствора мало сказывается на пластичности и прочности. Сплавы упрочняются и пластично

Пересыщенный раствор представляет собой структуру с повышенной свободной энергией. При этом подвижность атомов будет точно большой, твердый раствор распадется — начнется старение.

Старение, происходящее при пересыщенных температурах, называется естественным. В сплавах с твердыми растворителями плавких металлов старение исходит при температуре, в процессе выдержки при котором происходит некоторое старение называется искусственным.

При старении упрочнения происходит пересыщение твердого раствора, которое расходуется на образование вторичных кристаллов.

Тип выделений (размер и структура), их зависимость от концентрации с решеткой

¹ Лишь в немногих случаях, например, в магнитотвердых сплавах, при старении формируется в процессе старения структура закалки с определенной скоростью. Эта скорость зависит от температуры. Чтобы выделение частиц происходило при значительном пересыщении, необходим малый критический

ста выделений зависит от того, насколько отличается пространственная решетка выделений от пространственной решетки основного твердого раствора. При малом различии решеток энергия активации будет небольшой, а при большом — энергия активации возрастает. С увеличением температуры увеличивается кинетическая энергия атомов, и поэтому повышается вероятность преодоления более высокого энергетического барьера.

Уменьшение свободной энергии при распаде пересыщенного твердого раствора будет наибольшим при выделении равновесных кристаллов A_mB_n , однако зарождение таких кристаллов, имеющих, как правило, сложную пространственную решетку, возможно только при достаточно высоких температурах. При невысоких температурах

микроскопические) раствора с резко преобладанием диффузией растворенных атомов, хранящие решетку, при выделении растворенных атомов, местное изменение структуры твердого раствора. Разнице в размерах выделений, это, например, наблюдается в сплавах Al-Cu, зоны ГП имеют толщину которых (утолщения решетки) составляет несколько атомных расстояний (10–50 нм). Диски зародков выделены относительно решетки растворителя. Различия в атомных параметрах, как, например,

¹ Названы по имени исследователей, обнаруживших в дюралевом сплаве

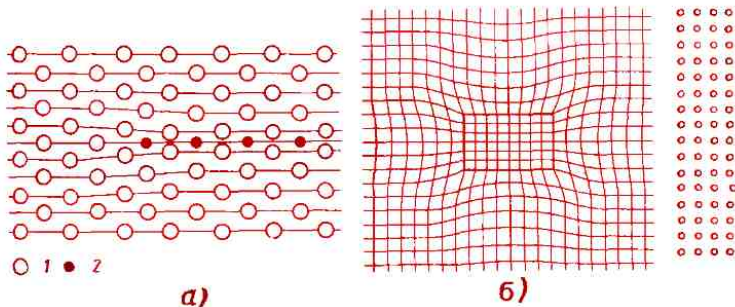


Рис. 5.5. Типы выделений из пересыщенного твердого раствора: а — зона Гинье — Престона; 1 — атомы растворителя; 2 — растворенные атомы стабильной фазы (когерентное выделение); б — кристаллы стабильной фазы (некогерентное выделение)

вание когерентной (или полуккогерентной) границы раздела. Когерентная граница при некотором различии кристаллической структуры приводит к появлению переходной зоны с искаженной решеткой (рис. 5.5, б). Для метастабильных фаз характерна высокая дисперсность, что значительно повышает сопротивление движению дислокаций.

Стабильная фаза A_mB_n имеет сложную пространственную решетку с пониженным числом элементов симметрии и с большим числом атомов в элементарной ячейке.

Вторичные кристаллы со стабильной структурой в большинстве сплавов выделяются в виде достаточно крупных частиц. Значительное различие кристаллической структуры твердого раствора

стоянной температуры, тем самым, что максимум сплава I (см. рис. 5.5, а) выделении зон ГП. Температура t_0 невысокой, что способствует образованию твердого раствора. Ответственно, не влияя на твердость (при старении сплава).

Старение при температуре t_1 вызывает повышение твердости сплава. Образование зон ГП при температуре недостаточной для активировать зародышевые кристаллы, то твердость достигнет максимума. В дальнейшем не будет сколь угодно долго (рис. 5.6, сплошная линия). При температуре t_2 достаточно метастабильных кристаллов, твердость после достижения максимума начнет падать. При температуре t_3 твердость начнет падать «перестаривать».

¹ Атомный радиус Al равен 0,143 нм, атомный радиус Cu 0,128 нм, атомный радиус Zn—0,138 нм.

² Сходство в расположении атомов в определенных плоскостях и направлениях называют структурным и размерным соответствием.

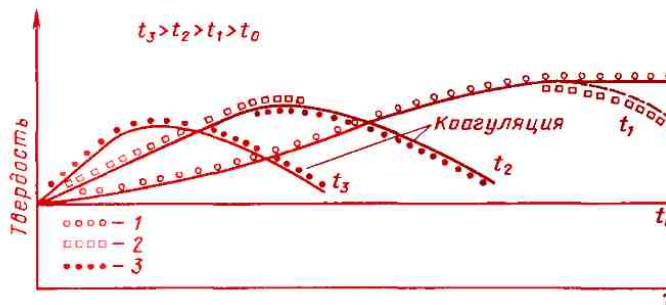


Рис. 5.6
 до
 ва
 С
 1
 2
 ли
 ни

неустойчивых частиц и последующей диффузии растворенного компонента к более устойчивым частицам. Коагуляция приближает структуру сплава к равновесной.

Старение при температуре t_2 начинается с выделения метастабильных кристаллов, появление которых не приводит к получению такой высокой прочности, как при выделении зон ГП (согласно условию). Так как температура старения более высокая, чем в предыдущем случае, максимум на кривой старения достигается быстрее; с большей скоростью протекает и перестаривание — образование кристаллов A_mB_n и их коагуляция.

Старение при температуре t_3 не вызывает значительного упрочнения сплава, так как выделяющиеся при этой температуре стабильные кристаллы A_mB_n имеют относительно крупные размеры и коагулируют быстрее, чем при температуре t_2 .

Степень упрочнения при старении может быть очень высокой. Так, твердость и временное сопротивление дюралюминов при оптимальных условиях старения увеличиваются в 2 раза, в бериллиевых бронзах — в 3 раза.

Термическую обработку, приводящую к получению стабильной структуры (стабильные кристаллы A_mB_n после коагуляции), называют *стабилизацией*; термин подчеркивает получение более устойчивой структуры при возможном нагреве сплава в условиях эксплуатации.

превращения в сплав лической основой.

Выделим основные превращения, влияющие на свойства сталей:

а) превращения при нагреве из мартенситного состояния в аустенитное; б) превращения при охлаждении; в) превращения при различных температурах в различных сталях.

Превращения в аустенитном состоянии зависят от условий нагрева. При нагреве зерна аустенита различного размера аустенитные превращения протекают по-разному. Свойства аустенитных сталей зависят от условий превращения.

Продукты превращения аустенита, как и метастабильные, имеют высокую пластичность и чувствительность к напряжениям, чем соответствующие продукты превращения мартенсита.

Зарождение кристаллов аустенита происходит на границах зерен, при нагреве зерна аустенита, тем же механизмом зародышей и тем же механизмом образующиеся зерна.

Рассмотрим превращения при нагреве в равновесной структуре лит в доэвтектоидной и в эвтектоидной ста-

процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода и растворения в Fe_γ кристаллов цементита. Полиморфное превращение идет с более высокой скоростью, поэтому по завершении превращения аустенит сохраняет неоднородность по углероду, для устранения которой требуется определенное время.

Поскольку в каждой перлитной колонии зарождается несколько центров кристаллизации аустенита (см. схему на рис. 5.7), превращение при температуре A_{c1} сопровождается измельчением зерна стали. Эта очень важная особенность фазовой перекристаллизации широко используется в практике термической обработки стали — отжиге, закалке и других видах обработки, связанных с нагревом стали до аустенитного состояния.

Число зарождающихся при температуре A_{c1} кристаллов аустенита возрастает с увеличением дисперсности перлита и скорости нагрева. При высоко-

избыточного феррита в заэвтектоидных A_{c1} до A_{cm} — распада избыточного феррита. Оба процесса протекают диффузией углерода и приводят к выравниванию концентрации и укрупнению э

Повышение температуры в однофазной аустенитной области приводит к дальнейшему измельчению аустенита — происходит полиморфная рекристаллизация.

Скорость роста аустенита при перегреве выше A_{cm} неодинакова в зависимости от содержания в стали и легирующих элементов.

В зависимости от температуры аустенитных зерен различают мелкозернистый и крупнозернистый аустенит.

Природно-крупно-

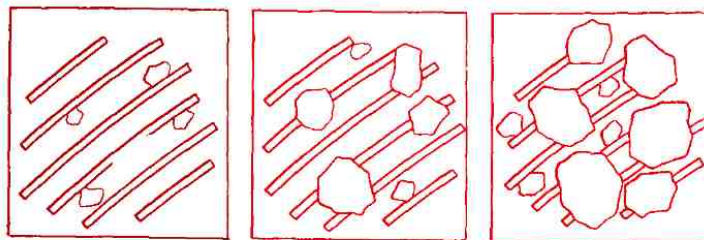


Рис. 5.7. Схема зарождения и роста кристаллов при температуре

различные элементы, особенно титан и ванадий. Предполагают, что тормозящее влияние на рост зерен оказывают частицы нитрида алюминия, которые, располагаясь по границам зерен, механически препятствуют собирательной рекристаллизации; при температуре, большей 1000–1100 °С, нитрид алюминия распадается, и препятствия для роста исчезают.

Подобный механизм действия приписывается также карбидам титана и ванадия. Из карбидообразующих элементов лишь марганец не только не уменьшает, а даже несколько увеличивает скорость роста аустенитного зерна.

Природную зернистость сталей оценивают номерами (баллами) специально разработанной шкалы зернистости (ГОСТ 5639–82).

Стали, имеющие грубую крупнозернистую структуру вследствие высокотемпературных нагревов, называют перегретыми; перегрев исправляется повторной аустенизацией с нагревом до более низкой температуры.

Превращения аустенита при различных степенях переохладения. Выше рассматривались фазовые превращения, происходящие в стали при медленном охлаждении из аустенитного состояния (см. п. 3.3).

Увеличивая скорость охлаждения стали или вводя в сталь легирующие элементы, можно значительно повысить степень переохладения аустенита, т. е. понизить температуру его превращения.

2. Бездиффузионный. Кинетику диффузионный удобнее изучать в условиях.

Перлитное превращение. Влияние степени переохладения на устойчивость аустенита при вращении представлено в виде диаграммы (рис. 5.8). строят в координатах температура вращения – время; строят на логарифмической шкале (рис. 5.8).

Диаграммы строят на основании экспериментальных данных. Образцы, нагретые до аустенитного состояния, быстро переносят в охлаждающую среду, имеющей температуру t_c .

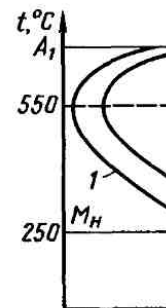


Рис. 5.8. Диаграмма превращения переохладения аустенита в мартенситной стали (схематическая). I – перлитное превращение; II – мартенситное превращение; III – мартенсит; C – сорбит; Mn – мартенситная температура.

держивают до завершения превращения. При этом фиксируют изменение какого-либо свойства, чтобы определить время начала и конца превращения. При температурах, меньших точки Кюри, следят за изменением магнитных свойств стали, так как они наиболее резко изменяются: аустенит парамагнитен, а продукты превращения аустенита ферромагнитны.

Основные закономерности перлитного превращения рассмотрим на примере эвтектоидной стали. Изотермический распад аустенита эвтектоидной стали происходит в интервале температур от Ar_1 (720°C) до M_n (250°C), где M_n — температура начала мартенситного превращения. Мартенситное превращение в эвтектоидной стали при постоянной температуре ниже точки M_n не происходит.

На диаграмме (см. рис. 5.8) нанесены две линии, имеющие форму буквы «С» — С-образные кривые. Линия 1 указывает время начала превращения, линия 2 — время конца превращения переохлажденного аустенита. В области диаграммы, расположенной левее линии 1, существует переохлажденный аустенит; между линиями 1 и 2 находится область, в которой происходит превращение; правее линии 2 находится область, в которой существуют продукты превращения аустенита. Устойчивость аустенита зависит от степени переохлаждения. Наименьшей устойчивостью аустенит обладает при температурах, близких к 550°C . Для эвтектоид-

ной стали при температуре охлаждения, влияющей на превращение, требуется время около 1 с. При дальнейшем понижении температуры устойчивость аустенита повышается. Так, время устойчивости аустенита при 700°C составляет около 10 с, а при 300°C — около 100 с.

Превращение аустенита в интервалах температур в интервале M_n — M_s образует перлитный, бейнитный и мартенситный структуры.

В интервале температур превращения в аустенита образуются структуры перлитной структуры, образованные ферритом и цементитом. При этом (рис. 5.9, а) вначале происходит образование феррита, затем цементита, и в конце концов — мартенсита. Скорость превращения скорости охлаждения.

Строение перлитной структуры зависит от температуры превращения. С увеличением степени переохлаждения в соответствии с обобщенной теорией перлитизации (см. рис. 5.10) размер образующихся пластинок феррита и цементита возрастает дисперсность перлитной смеси.

Дисперсность перлитной структуры принято оценивать по расстоянию, за которое суммарная толщина средней суммарной пластинки феррита и цементита составляет единицу (рис. 5.10).

Если превращение

называют собственно перлитом (II). Превращение при температуре $640-590^{\circ}\text{C}$ дает межпластиночное расстояние $3 \cdot 10^{-7} - 4 \cdot 10^{-7}$ м; такую перлитную структуру называют сорбитом (С). При температуре превращения $580-550^{\circ}\text{C}$ межпластиночное расстояние уменьшается до $1 \cdot 10^{-7} - 2 \cdot 10^{-7}$ м; такую структуру называют трооститом (Т). Указанное деление перлитных структур условно, так как дисперсность смесей монотонно увеличивается с понижением температуры превращения.

Центры кристаллизации перлитных колоний возникают преимущественно на границах зерен аустенита; при этом перлитные колонии растут во все стороны (см. рис. 5.10).

При перлитном превращении полиморфный переход $\gamma \rightarrow \alpha$ сопровождается перераспределением углерода. Для образования цементита, содержащего 6,69% С, необходимо перемещение атомов углерода на расстояния, значительно большие межатомных расстояний, так как среднее содержание углерода в твердом растворе до превращения гораздо меньше, чем в цементите.

Несмотря на то, что подвижность атомов железа и углерода с понижением температуры от точки A_1 уменьшается, скорость перлитного превращения возрастает вплоть до температуры 550°C . Это объясняется тем, что с увеличением степени переохлаждения быстро увеличивается число центров кристаллизации и, соответственно, уменьшаются расстоя-

ния между центрами кристаллизации и вязкость и т. д.

Мартенситное превращение. На схеме диаграммы железо-углерод показано мартенситное превращение (ниже M_s). Оно происходит не только в чистом железе, но и в подавляющем большинстве сплавов. Мартенситное превращение происходит в широком диапазоне температур и в различных условиях охлаждения.

Мартенситное превращение протекает при очень высоких скоростях охлаждения в интервале температур от M_s до M_f (рис. 5.11). Мартенситное превращение не зависит от времени выдержки в этой области температур и приводит к образованию мартенсита, т. е. превращению

¹ Так, в стали с содержанием 3,3% Mn изотермическое превращение ускоряется с уменьшением температуры от -50 до -120°C и замедляется при дальнейшем понижении температуры.

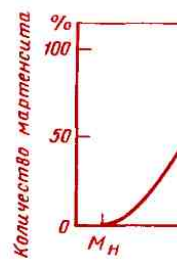


Рис. 5.11. Кинетическая диаграмма мартенситного превращения при охлаждении

весьма двухфаз аустенита и мартенсита для сталей с различным содержанием

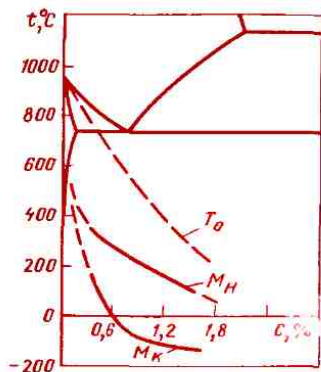


Рис. 5.12. Зависимость температуры термодинамического равновесия аустенита и мартенсита и температур M_H и M_K от содержания углерода в стали

углерода (рис. 5.13). Для получения мартенситной структуры аустенит углеродистых сталей необходимо очень быстро и непрерывно охлаждать, применяя для этого холодную (лучше соленую) воду. Быстрое охлаждение необходимо для того, чтобы подавить возможные диффузионные процессы и образование перлитных и бейнитных структур.

Экспериментально построенные для всех сталей термокинетические диаграммы позволяют определить минимальную скорость охлаждения, называемую критической скоростью закали - $v_{кр}$, при которой аустенит превра-

щается только в мартенситу. Температура M_H и ниже¹ термокинетические диаграммы. Значение для тех же сталей. Они зависят от скорости охлаждения; они зависят от диаграммы превращения аустенита в мартенсит при условии не зависимости образцов соот. Термокинетическая

¹ Установлено, что M_H и M_K не зависят от скорости охлаждения и только при скорости охлаждения $10000^\circ\text{C}/\text{с}$ они начинают

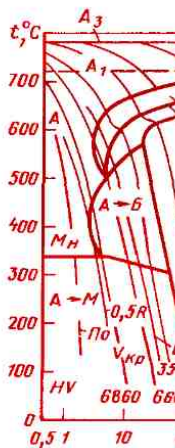


Рис. 5.14. Термокинетическая диаграмма стали 45:

По — поверхность; Це —



Рис. 5.15. Микроструктура мартенсита стали 45 после закалки от оптимальной температуры 850 °С, $\times 500$

характеристика, позволяющая предсказывать вид фазового превращения и возможную структуру стали в зависимости от скорости ее охлаждения.

Итак, при охлаждении стали со скоростью, большей $v_{кр}$, будет образовываться мартенсит¹ — неравновесная фаза — пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в Fe_α (рис. 5.15). Кристаллы мартенсита, имея пластинчатую форму, растут с огромной скоростью, равной скорости звука в стали (~ 5000 м/с). Росту кристаллов мартенсита препятствует граница зерна аустенита или ранее образовавшаяся пластина мартенсита (рис. 5.16).

¹ Структура так названа в честь немецкого ученого А. Мартенса (1850–1914 гг.).

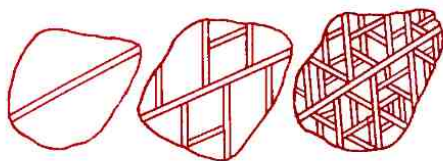


Рис. 5.16. Схема образования мартенситных пластин в одном аустенитном зерне

решетки образующейся фазы. В процессе превращения реализуется принцип строгого соответствия между кристаллическими решетками исходного и конечного соответствия. При интенсивном превращении, что растущие кристаллы мартенсита герентно связаны с аустенитной фазой. Два кристалла мартенсита герентными, если они образуются на такой поверхности, которая является общей для кристаллических решеток. При нарушении герентности решеток интенсивно происходит переход атомов из аустенитной решетки в решетку мартенсита. В процессе превращения происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение.

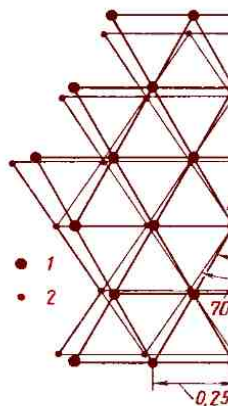


Рис. 5.17. Совмещение кристаллических плоскостей (111) и (110) в кристаллической решетке Fe_α

нальную пространственную решетку (рис. 5.18). На рисунке крестиками показаны возможные места расположения атома углерода. Чем больше углерода было в аустените, тем большее число элементарных ячеек мартенсита будет содержать атом углерода и тем большими окажутся средние искажения пространственной решетки.

Свойства мартенсита сталей зависят от количества растворенного в нем углерода. На рис. 5.19 показано влияние углерода на твердость мартенсита. По аналогичной кривой изменяется и временное сопротивление сталей. Мартенсит имеет очень высокую твердость, равную или превышающую $HRC\ 60$, при содержании углерода, большем $0,4\%$. С увеличением содержания углерода возрастает хрупкость мартенсита. Мартенситное превращение в сталях сопровождается заметным увеличением объема (рис. 5.19, б). Весьма сильно из-

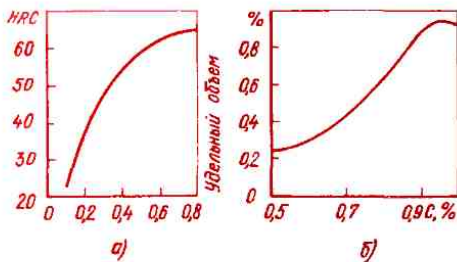


Рис. 5.19. Изменение твердости (а) и удельного объема (б) мартенсита сталей с различным содержанием углерода

держания углерода влияют растворенные элементы. Большинство легирующих элементов снижают температуру в закаленных легированных сталях при небольшом содержании углерода. После охлаждения на $20-25^\circ C$ может со-
 ное количество осадков.

Промежуточное превращение аустенита.
 Температур промежуточного превращения аустенит распадается в различные структуры, называемые бейнитом. Бейнит представляет собой смесь кристаллов мартенсита и аустенита. Основная особенность бейнитного превращения — это полиморфный переход аустенита в мартенситное состояние.

Предполагают, что в данном участке происходит перераспределение углерода с перераспределением углерода в твердую фазу, в результате которого одни атомы углерода обедняются, а другие обогащаются углеродом. С уменьшением содержания растворенного углерода температура мартенситного превращения повышается, поэтому мартенситное превращение происходит в обедненных углеродом сталях в додекагональном додекагональном растворе. В закаленных сталях, обогащенных углеродом, происходит образование карбида бейнита, состоящего из очень мелких (в виде нанокристаллов) цементита.

стинчатое строение.

Скорость промежуточного превращения обычно изменяется так же, как скорость перлитного превращения (см. рис. 5.9, а). В некоторых легированных сталях кинетика превращения иная (см. рис. 5.9, б): по окончании инкубационного периода распад аустенита начинается с максимальной скоростью, а затем его скорость убывает. Характерно, что промежуточное превращение не доходит до конца, часть аустенита остается непревращенной. Степень превращения убывает с повышением температуры. Непревращенный аустенит при охлаждении либо сохраняется, либо превращается в мартенсит, что зависит от состава стали.

Верхний бейнит имеет неблагоприятное сочетание механических свойств: пониженная прочность из-за сохранения нераспавшегося аустенита сочетается с весьма невысокими пластичностью и вязкостью. Высокой прочностью и одновременно достаточно высокими пластичностью и вязкостью обладает нижний бейнит, а именно бейнит, полученный при температуре на 50–100 °С выше мартенситной точки M_n .

5.6. Основные виды термической обработки стали

Горячекатаные полуфабрикаты,ковки, штамповые заготовки и стальные отливки отжигают или нормализуют; легированные стали после нормализа-

Отжиг сталей. Суровых разновидностей отжиг конструкционных сталей. Отжиг находят в конструкционный отжиг, а также в отжиг сталей — отжиг.

Перекристаллизация конструкционных сталей. Новые стали чаще всего в количестве до 0,7% эвтектоидными сталями.

Перекристаллизация вводят для снижения пластичности и высокой мелкозернистой временно при отжигаются остаточные.

Полуфабрикаты и сталей после литья и мирования из-за усия с высоких температур повышенную твердость их обработку резанием снижению пластичности ливки и горячедефекты часто приобретают.

Характерный стальных отливок —

При ускоренном зернистого аустенитивия для образования структуры¹. При с

¹ Названа в честь перной структуры железной Вилманштетта (1808 г.).

турного соответствия, в результате чего кристаллы доэвтектоидного феррита ориентированно прорастают относительно кристаллической решетки аустенита и имеют форму пластин.

Типичная структура литой стали и видманштеттовская структура горячедеформированной стали показаны на рис. 5.20.

Размер зерна аустенита, образующегося после обработки давлением, как показывает опыт, определяется температурой окончания обработки: если температура окончания обработки давлением намного превышает A_{c3} , то образуется крупнозернистый аустенит и после охлаждения — грубая структура продуктов распада. Если температура конца обработки давлением лежит в междолинном интервале температур, между A_1 и A_3 , возникает другой структурный дефект — строчечность в расположении структурных составляющих — феррита и перлита, что обуславливает значительную анизотропию свойств.

Строчечная структура стали значительно чаще возникает из-за загрязнения стали неметаллическими включениями, обычно сульфидами, а также в результате ликвации фосфора.

При обработке давлением включения вытягиваются. Феррит, зарождающийся на вытянутых включениях, образует вытянутые скопления. Строчечность структуры, вызванная неметаллическими включениями, не исправляется отжигом.

Горячекатаная сталь со строчечной

механические свойства и вязкость и высотном направлении с основным направлением.

Для полной структуры конструкции нагреваются до температуры A_{c3} на высоком нагреве при аустенитных зернах прогреть изделия и охлаждать, чтобы избежать распада аустенита в феррито-перлитную структуру, низкую пластичность.

Скорость охлаждения принимают в зависимости



Рис. 5.21. Строчечная структура стали с углеродными включениями — центрами зарождения доэвтектоидного феррита

проводят вместе с пещью.

Сфероидизирующий отжиг инструментальных сталей (сфероидизация). Инструментальные стали для режущего, измерительного инструмента и для инструмента, деформирующего металл в холодном состоянии, содержат углерод в количестве от 0,7 до 2%. Высокое содержание углерода обуславливает высокую твердость инструментальных сталей, что затрудняет их обработку резанием. Для снижения твердости такие стали отжигают. Для заэвтектоидных сталей сфероидизирующий отжиг, кроме того, подготавливает структуру к закалке.

Наименьшую твердость имеют стали со структурой зернистого перлита, когда цементит перлита имеет округлую форму. Отсюда и название отжига — «сфероидизация».

Зернистый перлит (рис. 5.22) в инструментальных сталях обычно получают путем нагрева сталей до температуры немного выше, чем A_{c1} , 750–770 °С, и последующего медленного охлаждения или изотермической выдержки при субкритической температуре 650–680 °С. При нагреве до температуры, лишь немного превышающей критическую, даже в доэвтектоидных сталях сохраняются нераспавшиеся мелкие карбидные частицы, которые при охлаждении или изотермической выдержке выполняют роль центров кристаллизации сфероидального цементита.

В заэвтектоидных сталях требуется



Рис. 5.22. Микроструктура перлитной стали после отжига. Зернистый перлит

сфероидизировать тоидный цементит, ричный (избыточный) разрушения режима выделяется в виде аустенитных зерен. Этот заэвтектоидный дизируется труднее лита, поэтому за предварительно на пературы $A_{c_{cm}}$ для и охлаждают на воз ка вызывает измене разрыв сетки цеме зерен, что облегч при вторичном наг

Низко-, средне- ваннные инструмен роидизируют анало нако чаще вместо ждения от темпер зуют субкритичес выдержки.

Нормализация ста так же как и пере отжигу, чаще все ст

распад аустенита происходит при более низких температурах.

Легированные конструкционные стали с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита после нормализации приобретают высокую твердость, затрудняющую последующую обработку резанием. В связи с этим после нормализации проводят отпуск при температурах, обеспечивающих получение требуемой твердости (650–750 °С, в зависимости от состава стали).

После нормализации углеродистых и низколегированных сталей, так же как и после отжига, образуется ферритно-перлитная структура, однако имеются и существенные структурные отличия (сравните структуры на рис. 5.23). При ускоренном охлаждении, характерном для нормализации, доэвтектоидный феррит при прохождении температурного интервала $Ar_3 - Ar_1$ выделяется на границах зерен аустенита; поэтому кри-

Свойства нормализованных полуфабрикатов зависят от сечения: чем быстрее произведено охлаждение в спокойном воздухе, тем выше прочность стали.

Закалка сталей. Закалка сталей заключается в быстром охлаждении из аустенитной структуры наивысшей температуры мартенсита, при котором можно получить высокую твердость и повысить пластичность. Закалка в масле и водном растворе солей при равной твердости дает лучшие механические свойства, чем нормализация. Структуры, полученные в результате распада аустенита при охлаждении ниже Ms .

В зависимости от скорости охлаждения при закалке называют ее поверхностной. При полной закалке получают однофазную структуру мартенсита, т. е. нагретая

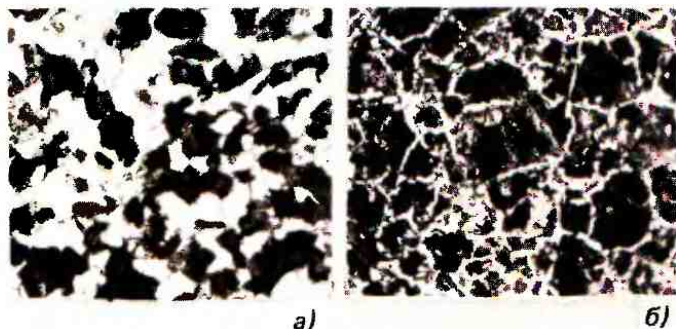


Рис. 5.23
а -
но

температур A_{c3} или $A_{c_{cm}}$; при неполной закалке сталь нагревают до межкритических температур—между A_{c1} и A_{c3} ($A_{c_{cm}}$) (рис. 5.24).

Дозвтектоидные стали, как правило, подвергают полной закалке, при этом оптимальной температурой нагрева является температура $A_{c3} + (30 \div 50^\circ\text{C})$. Такая температура обеспечивает получение при нагреве мелкозернистого аустенита и, соответственно, после охлаждения—мелкокристаллического мартенсита. Недогрев до температуры A_{c3} приводит к сохранению в структуре кристаллов дозвтектоидного феррита, что при некотором уменьшении прочности обеспечивает повышенную пластичность закаленной стали.

Заэвтектоидные стали подвергают неполной закалке. Оптимальная температура нагрева углеродистых и низколегированных сталей—температура $A_{c1} + (30 \div 50^\circ\text{C})$.

После закалки заэвтектоидная сталь приобретает структуру, состоящую из мартенсита и цементита. Кристаллы цементита тверже кристаллов мартенсита, поэтому при неполной закалке заэвтектоидные стали имеют более высокую твердость, чем при полной закалке. Так как сталь предварительно подвергалась сфероидизирующему отжигу, избыточные карбиды округлой формы не вызывают снижения вязкости. Высоколегированные инструментальные стали ледебу-

ритного класса (см. шения теплостойкости закалке до очень (область 1), близки. При этом происходит образование первичных карбидов, а не только углеродами элементами, солибидах. В результате легированный, а с пластостойкий мартенс.

Если высоколегированные стали используют, а только температуру закалки (рис. 5.24, область 2) в определенное количество вторичными растворенными. При температуре нагрева (900–1000 °C). Это легирующих элементов температуры стали скоростью диффузии элементов в твердом

Для получения структуры необходимо нагревать до температур вращения, следовательно, охлаждения должна быть высокая скорость $v_{кр}$ (

Для углеродистых сталей зависит от 1400 до

¹ Теплостойкость—это способность высоколегированных сталей сохранять структуру при нагреве до температуры

10 % раствор в воде:			
NaCl	20	650—100	3
NaOH	20	650—100	2,5
Масло минеральное	20—200	500—250	0,3

чтобы переохладить аустенит таких сталей до температуры мартенситного превращения, необходимо прибегать к очень резкому охлаждению, которое достигается погружением закаливаемых деталей в холодную воду или воду с добавками соли или едкого натра (табл. 5.1).

При охлаждении на поверхности стальной детали не должна образоваться паровая пленка, препятствующая теплообмену с закалочной средой.

Лучшей является стадия пузырькового кипения охлаждающей жидкости. Чем больше температурный интервал этой стадии, тем интенсивнее охлаждает закалочная среда.

Лучше пользоваться добавками едкого натра, так как щелочная среда не вызывает последующей коррозии стальных деталей. Многие легированные стали приобретают мартенситную структуру при охлаждении в холодных или подогретых маслах, а высоколегированные стали закаливаются на мартенсит даже при охлаждении на воздухе.

Охлаждение при закалке наиболее просто осуществляется погружением закаливаемой детали в жидкую среду (во-

сти в температурно-мартенситного превращения, поэтому возникающие изменения напряжений с малой скоростью кроскопические на из-за неодновременного по сечению, а также в талях сложной формы напряжения уменьшаются одновременного понижения в интервале температур.

В практике термической обработки сталей широкое и следующие способы закалки являются значительную часть остаточных напряжений в двух средах и

Закалка в двух средах показана на рис. 5.1. Под закалку детали помещают в определенное время, когда достигается необходимая температура и выдерживают до необходимой устойчивости. Затем переносят в более холодную среду, обычно в воду.

Ступенчатая закалка той закалке детали выдерживают при температуре закалки, погружают в среду, имеющую температуру 50—100 °C выше максимальной температуры закаливаемой стали. Выдерживают большое время, выравнивая температуру, а затем окончательно закаляют в спокойном воздухе.

в самых сильных охладителях невозможно добиться одинаковой скорости охлаждения поверхности и сердцевины детали. Следовательно, если скорость охлаждения сердцевины при закалке будет меньше $v_{кр}$, то деталь не прокалится насквозь, т. е. там не образуется мартенсит.

Прокаливаемостью называют способность стали закаливаться на определенную глубину. С помощью термокинетических диаграмм можно не только анализировать эту способность стали, но и определять ее, если известны кривые охлаждения закаливаемой детали в различных точках. Этот прием показан на рис. 5.14, где на термокинетическую диаграмму стали 45 нанесены кривые охлаждения в воде детали типа вала в точках, расположенных на поверхности (По) и в центре (Цс), на расстоянии $0,5R$ от поверхности вала (R — радиус вала). Эти кривые получают

данной стали. Таким образом, полученные экспериментальные кривые, приведенные в таблице 5.1, характеризуют прокаливаемость данной стали. Условились при этом, что прокаливаемость стали характеризуется глубиной закалки, т. е. расстоянием от поверхности до мартенситной зоны. Известно, что легирование стали различными элементами, кроме углерода, увеличивает прокаливаемость. При этом повышается скорость охлаждения закаленного аустенита, что способствует более глубокому определению мартенсита. Это достигается менее трудоемким способом — поверхностной закалкой (ГС). При этом образцы имеют диаметр $\phi 25$ и длиной $0,1$ м, на поверхности закалки, охлаждение происходит только с торца на глубину $0,1$ м. После охлаждения образцы измеряются по образующей. График изменения

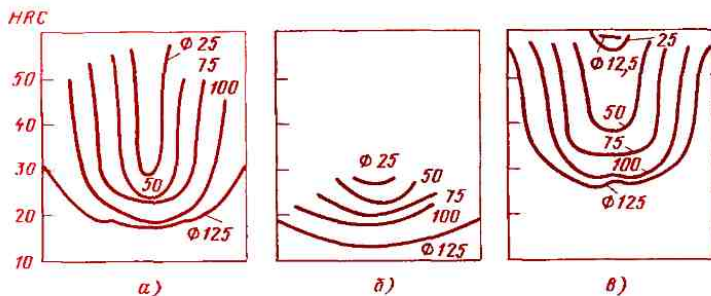


Рис. 5.26. Изменение твердости по сечению образцов из сталей 40 (а) и 45 (б) после закалки от 830°C в воде (а, в) и в масле (б, г)

Рис. 5.27. Изменение твердости по длине образца после торцевой закалки:

1 – твердость полумартенситной золь; *1* – сталь с низкой прокаливаемостью; *2* – сталь с высокой прокаливаемостью

образца (рис. 5.27). Оригинальным в этом способе является то, что каждая точка поверхности стандартного образца охлаждается с различной и вполне определенной скоростью. Со- поставление двух кривых на рис. 5.27 наглядно показывает, что сталь «2» имеет более высокую прокаливаемость, чем сталь «1». Прокаливаемость стали одной и той же марки в зависимости от изменений химического состава, размера зерна аустенита (температуры нагрева), размера и формы детали и др. колеблется в значительных пределах. В связи с этим в справочниках прокаливаемость стали каждой марки характеризуется не кривой, а полосой прокаливаемости.

Отпуск закаленных сталей. Нагрев закаленных сталей до температур, не превышающих A_1 , называют отпуском.

В результате закалки чаще всего получают структуру мартенсита с некоторым количеством остаточного аустенита, иногда – структуру сорбита, троостита или бейнита. Рассмотрим изменения структуры мартенситно-аустенитной стали при отпуске.

При отпуске происходит несколько процессов. Основной – распад мартенсита, состоящий в выделении углерода

на рис. 5.28 схема изменения длины за углеродистой стали. При которой было значит остаточного аустенит держащих легирующ вое превращение пр ле температур рое – 200–260 °С, (рис. 5.28, I–III).

Первое превращен выделяется часть угл стабильного ϵ -карби сагональную решетку став, близкий к α персные кристаллы ренты с решеткой м ние твердого раство исходит неравномер ками мартенсита, о дом (вблизи карби участки с исходным рода. Первое пре малой скоростью и

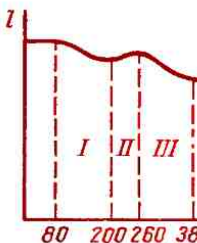


Рис. 5.28. Изменение д. образца стали с со больше 0,6% при отп

дается остаточный аустенит и начинается карбидное превращение. Распад мартенсита распространяется на весь объем, концентрационная неоднородность твердого раствора исчезает; в мартенсите остается около 0,2% растворенного углерода. Распад остаточного аустенита происходит по механизму бейнитной реакции: образуется смесь кристаллов низкоуглеродистого мартенсита и дисперсных карбидов. При температурах около 250°C начинается превращение ϵ -карбида в цементит; при этом когерентность решеток твердого раствора и карбида нарушается.

Если в закаленной стали было много остаточного аустенита, то уменьшение плотности при распаде будет бóльшим, чем увеличение плотности, вследствие выделения углерода из мартенсита. В этом случае (см. рис. 5.29) длина закаленного образца увеличится.

Третье превращение. Завершаются

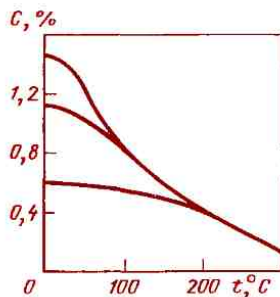


Рис. 5.29. Изменение содержания углерода в мартенсите при отпуске до 300°C

вавшаяся в конце тр...
 весьма дисперсна и...
 кую же твердость, ...
 зывают трооститом...
 стали, образовавшу...
 рах первого и второ...
 зывают отпущенны...

При более высокой...
 дистых сталях пре...
 структуры, не связ...
 превращениями: и...
 размер карбидов и...

В интервале темп...
 вращения цементит...
 пластин. С повыш...
 происходит коагул...
 ментита укрупняю...
 кристаллы распа...
 крупные растут); пр...
 сталлов постепен...
 к сфероидальной. К...
 дизация карбидов...
 ной скоростью, на...
 350–400°C. Скорос...
 увеличивается при...
 туры.

Изменения струк...
 руживаются, начин...
 около 400°C: уме...
 дислокаций, котор...
 в мартенсите до...
 устраняются грани...
 чатыми кристаллам...
 тате чего зерна ф...
 и их форма прибли...
 таким образом, с п...
 туры отпуска посте...

шают скорость коагуляции карбидов и влияют на карбидные превращения при отпуске.

При легировании сталей Cr, Mo, W, V, Co и Si затрудняется распад мартенсита: он завершается при нагревах до температуры 450–500 °С; карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W, V) уменьшают скорость диффузии углерода вследствие химического сродства с ним; Co и Si, не образующие карбидов в сталях, а также большинство карбидообразующих элементов увеличивают силы межатомной связи в твердом растворе. Вследствие этого стали приобретают повышенную сопротивляемость отпуску (теплостойкость).

В сталях с большим количеством карбидообразующих элементов температурой отпуска определяется тип выделяющихся карбидов. При температурах до ~400 °С подвижность атомов легирующих элементов весьма мала, поэтому вместо специальных карбидов¹ из мартенсита, так же как и в углеродистых сталях, выделяется карбид железа, для образования которого требуется лишь перемещение атомов углерода. При более высоких температурах становится возможным образование специальных карбидов: кристаллы цементита постепенно исчезают, а вместо них появляются более дисперсные специальные карбиды.

¹ Под специальными понимаются карбиды, в состав которых входят легирующие элементы.

Все карбидообразующие элементы медлят коагуляцию мартенсита, более медленно коагулируют карбиды типа M_6C , вызывают укрупнение таких карбидов при температуре отпуска.

В зависимости от температуры отпуска интервала принято различать отпуска: низкий при 100–350 °С, средний при 350–450 °С, высокий при 500–680 °С. Продолжительность отпуска при отпуске определяется эмпирическим расчетом, что зависит от химического состава и твердости. В зависимости от температуры отпуска изменяются свойства инструмента. При отпуске инструмент теряет твердость, поэтому его чаще всего отпускают в зависимости от скорости резания. Продолжительность отпуска зависит от температуры отпуска и составляет до 10–15 ч при отпуске при низком отпуске, до 2–3 ч при отпуске при 100–120 °С. В этом случае при отпуске мерителем проверяется твердость, когда падение твердости до такой степени, чтобы продолжительность отпуска исключать с целью экономии в процессе эксплуатации.

Продолжительность отпуска при отпуске при среднего отпуска обычно составляет 2 ч для деталей и до 8 ч для дисков и от 3 до 8 ч для дисков и от 1000 кг (диски турбин, валы и детали турбин и другие детали большой массы).

Так как структура металла при отпуске формируется в определенной температуре отпуска, то при отпуске при

воздухе от температур деформации. При нагреве до температур, меньших A_1 , будут происходить структурные изменения, т. е. указанные структуры тоже «отпускаются».

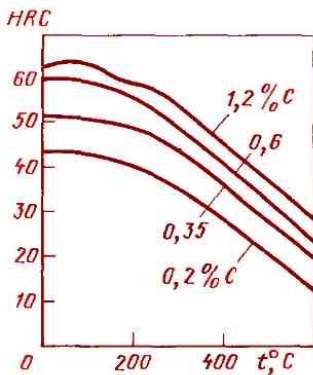
При нагреве углеродистых сталей с дисперсными перлитными структурами происходят коагуляция и сфероидизация карбидов. В легированных сталях могут происходить и карбидные превращения: если перлитная структура появилась при значительном переохлаждении аустенита (например, структура троостита), когда образование специальных карбидов затруднено, отпуск при температуре $600-700^\circ\text{C}$ вызовет превращение цементита в специальный карбид.

При отпуске бейнитных структур, помимо указанных процессов, происходит выделение карбидов из α -твердого раствора и изменение структуры феррита, как и при отпуске мартенсита.

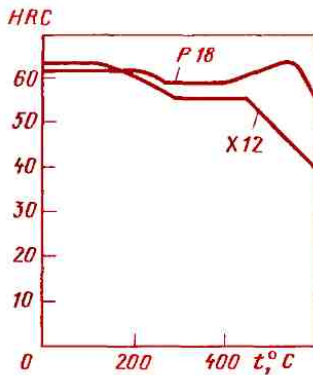
вышает $0,1\%$, твёрдость повышается прерывно, однако при температурах $100-150^\circ\text{C}$ в углеродистых сталях с перлитными структурами вследствие выделения карбидов твёрдость не повышается, поэтому при отпуске до $100-120^\circ\text{C}$ твёрдость не повышается. Изменение твёрдости углеродистых сталей в процессе отпуска второго превращения не зависит от количества аустенита; например, при отпуске с содержанием $1,2\%$ С в интервале температур $200-300^\circ\text{C}$ уменьшение твёрдости происходит за счёт снижения твёрдости

Аналогично углеродистых сталей изменяется твёрдость легированных и углеродистых сталей, не содержащих легирующих элементов.

Сильные карбиды



а)



б)

Р
д
п
а
в
Х
от
18
за

Для закаленной и неотпущенной сталей характерны довольно низкие значения $\sigma_{\text{в}}$, предела упругости и предела текучести; при отпуске до 300 °С эти характеристики прочности возрастают; при дальнейшем повышении температуры отпуска $\sigma_{\text{в}}$, предел упругости и предел текучести монотонно снижаются. Наиболее высокое отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}}$ в конструкционных сталях достигается после отпуска при 300–350 °С (рис. 5.31).

Характеристики пластичности δ и ψ возрастают по мере повышения температуры отпуска (см. рис. 5.31). Ударная вязкость непосредственно после за-

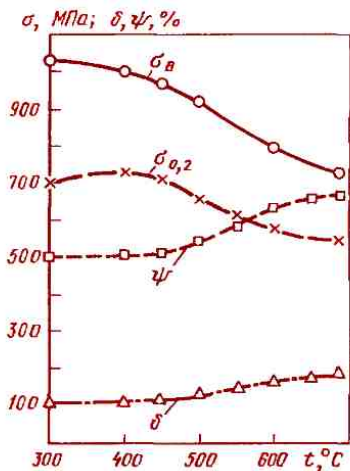


Рис. 5.31. Влияние температуры на механические свойства конструкционной углеродистой стали (0,45% C)

I – отпускная хрупкость
хрупкость II рода

калки низкая. С температуры отпуска ударная вязкость падает, однако есть интервала, при котором хрупкость конструкционной стали снижается: 250–350 °С. Снижение вязкости сопровождается отпускной хрупкостью (рис. 5.32). Природа ударной вязкости после отпуска при температурах недостаточна.

Понижение ударной вязкости при 250–300 °С у всех конструкционных сталей независимо от степени легирования. Понижение ударной вязкости при 500–600 °С характерно у легированных сталей – хромистых, никелевых, хромоникелевых. Снижения вязкости не происходит в случае быстротемпературного отпуска. Отпускная хрупкость подавляется даже при легировании. В зависимости от температуры отпуска и степени легирования от температурного легирования или вольфрамом легирования и 1% соответственно.

Комплексную температуру отпуска, состоящую из периода быстрого отпуска до температуры отпуска, называют ударной вязкостью.

ми элементами.

Химико-термическую обработку применяют для повышения твердости, износостойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости, а также для защиты от электрохимической и газовой коррозии.

Различают три стадии процесса химико-термической обработки.

На первой стадии протекают химические реакции в исходной (окружающей) среде, в результате которых образуются активные диффундирующие элементы, по-видимому, в ионизированном состоянии.

На второй стадии процесса они усваиваются насыщаемой поверхностью металла — происходит адсорбция или хемосорбция диффундирующих элементов, в результате чего тончайший поверхностный слой насыщается диффундирующим элементом (абсорбция), возникает градиент концентрации — движущая сила для следующей стадии процесса.

Третья стадия — диффузионное проникновение элемента в глубь насыщаемого металла, которое сопровождается образованием твердых растворов или фазовой перекристаллизацией.

Первая и вторая стадии процесса химико-термической обработки протекают значительно быстрее третьей — диффузионной стадии, где формируются структура и свойства диффузионной зоны. Третья стадия определяет скорость процесса химико-термической обработки.

участвуют всего в этом предполагаемом процессе не и образующаяся диффузия происходит в равновесии.

Так, при длительном насыщении (τ_3) элемент В можно добиться состава диффузионной диаграммы с последовательностью при температуре диффузии соответствующей их расположению β, δ на рис. 6.1). О узкими областями градиента состояния м

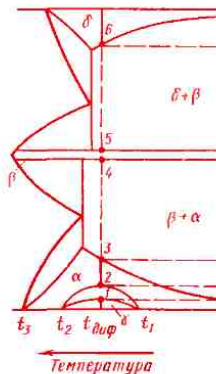


Рис. 6.1. Схема обработки диффузионных слоев в равновесной диаграмме состояния (удержки $\tau_1 < \tau_2 < \tau_3$)

двухфазная смесь может образоваться в диффузионной зоне в результате фазовой перекристаллизации в процессе охлаждения от температуры диффузионного насыщения (рис. 6.2), в то время как при диффузионном насыщении образуется твердый раствор γ переменной концентрации¹.

Для однофазных областей диффузионной зоны зависимость роста толщины слоя от продолжительности насыщения при $t_{\text{диф}} = \text{const}$ подчиняется параболическому закону: $\Delta = k_1 \sqrt{\tau}$, а зависимость толщины слоя от температуры при $\tau = \text{const}$ — экспоненциальному: $\Delta = k_2 e^{-Q/RT}$, где k_1 и k_2 — константы, а Q — энергия активации диффузионных процессов. Толщина диффузионного слоя при $t_{\text{диф}} = \text{const}$ и $\tau = \text{const}$ тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на насыщаемой поверхности.

Существует множество способов химико-термической обработки, однако наибольшее распространение в промышленности получили процессы диффузионного насыщения из активных жидких и газовых сред. Более рациональной исходной средой является активизированная газовая среда, т. е. среда, лишен-

¹ Двухфазные области могут также образоваться при насыщении сплава каким-либо элементом или чистого элемента сразу двумя диффундирующими элементами, так как в тройных системах возможно существование двойных смесей из фаз переменного состава.

Рис. 6.2. Равновесный превращением

ная нейтральных сей, где активный элемент образуется при диффузии, диспропорционировании, восстановительных процессах называются ведущими химическими процессами. Экспериментально или теоретически. В последнем случае считается реакция, при которой избыточная энергия поглощается исходную газовую среду ионизацией в тлеющей

6.2. Диффузионное насыщение углеродом и азотом

Диффузионное насыщение углеродом, азотом и другими элементами — наиболее распространенный процесс в промышленности термической обработки.

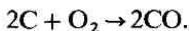
Углерод и азот диффундируют с поверхностью стали, чугуна, титановых и алюминиевых сплавов, твердые растворы образуются относительно быстро диффузией, образуя слои значительной толщины.

Цементация сталей — процесс диффузионного насыщения углеродом называется

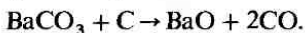
омеднением. Толщина медного слоя составляет 0,02–0,05 мм.

Цементации обычно подвергают такие детали машин, которые должны иметь износостойкую рабочую поверхность и вязкую сердцевину: зубчатые колеса, валы и пальцы, распределительные валики, кулачки, червяки и т. д.

Карбюризаторы. Исходную среду для цементации (науглероживания) принято называть карбюризатором. В основном применяют два способа цементации: в твердом и в газовом карбюризаторе. Несмотря на различные названия, процесс цементации в твердом и газовом карбюризаторе идет через газовую фазу. Наиболее распространенный твердый карбюризатор состоит в основном из древесного угля с добавкой 20–25% углекислого бария для интенсификации процесса и 3–5% CaCO_3 для предотвращения спекания частиц карбюризатора. Детали, подлежащие цементации, и карбюризатор упаковываются в контейнер (стальной ящик) и нагреваются в печи до 910–930 °С. При нагреве уголь взаимодействует с кислородом остаточного воздуха по реакции



Кроме того, оксид углерода образуется в результате реакции



На поверхности деталей протекает ведущая процесс цементации реакция дис-

карбюризатора
вленный природн



Рис. 6.3. Микроструктура поверхности стали после цементации, X50:

1 — заэвтектоидная зона
3 — доэвтектоидная зона

в газе CO возможна также реакция $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$. В зависимости от состава газовой смеси и содержания углерода в стали атмосфера в рабочем пространстве печи может быть науглероживающей, обезуглероживающей и нейтральной. Нейтральному составу газовой смеси соответствует определенная равновесная концентрация углерода на поверхности стальной детали. Эту концентрацию углерода принято называть углеродным потенциалом контролируемой атмосферы. Следовательно, науглероживание будет происходить в том случае, если концентрация углерода на поверхности стали будет меньше углеродного потенциала газовой смеси при данной температуре.

Структура цементованного слоя. Типичная структура цементованного слоя на поверхности низкоуглеродистой стали после медленного охлаждения от температуры цементации показана на рис. 6.3. Обычно ее сопоставляют со схемами на рис. 6.4. Наружная часть слоя, содержащая больше 0,8% С, имеет структуру заэвтектоидных сталей — перлит и вторичный цементит, который при медленном охлаждении выделяется на границах аустенитных зерен в виде оболочек (на шлифе сетка). Средняя часть слоя, имеющая эвтектоидную концентрацию, состоит из перлита. Далее по направлению к сердцевине концентрация углерода уменьшается, структура соответствует доэвтектоидной ста-

чается крупнозернистой выдержкой при температуре науглероживания. Изотермическая выдержка при цементации зависит от заданной температуры и марки цементиру-

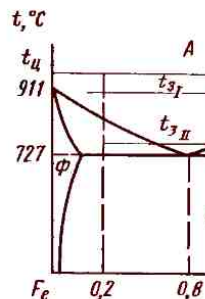


Рис. 6.4. Участок диаграммы состояния Fe-C. Изменение содержания углерода по толщине цементованного слоя. t_{II} — температура цементации при первой загрузке; t_{I} — температура цементации при второй загрузке.

3-3,5	-	-	0,07	0,1	0,16	0,21	0,27
3,5-4	-	-	0,04	0,06	0,12	0,18	0,25

Процесс газовой цементации идет быстрее, так как не приходится нагревать ящик с карбюризатором (табл. 6.1). Кроме того, процесс газовой цементации легко регулируется и автоматизируется. На заводах работают автоматизированные агрегаты для цементации, которые регулируют процесс по углеродному потенциалу.

Термическая обработка после цементации. Для получения заданного комплекса механических свойств после цементации необходима дополнительная термическая обработка деталей.

В зависимости от условий работы, а также от выбранной для изготовления детали стали режим упрочняющей термической обработки может быть различен. Для тяжелонагруженных трущихся деталей машин, испытывающих в условиях работы динамическое нагружение, в результате термической обработки нужно получить не только высокую поверхностную твердость, но и высокую прочность (например, для зубчатых колес — высокую прочность на изгиб) и высокую ударную вязкость. Для обеспечения указанных свойств требуется получить мелкое зерно как на поверхности детали, так и в сердцевине. В таких ответственных случаях цементованные детали подвергают сложной термической обработке, состоящей из двух последо-

вательности продуктов цементации при температуре $t_{зр}$, как вид, диффузионный слой в определенное состояние, при этом отворачивать выделени для закалку.

При второй закалке до температуры $t_{зр}$ 30–50 °С температур В процессе нагрев ченный в результате пускается, что сопр ванием глобулярны в определенном кол после неполной за ной заэвтектоидной вая его твердость. К печивает также мел роженном слое.

Окончательной ской обработки явл при 160–200 °С, у точные напряжения твердость стали (р

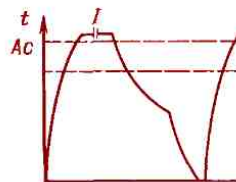


Рис. 6.5. Режим термической обработки ответственных деталей (схема):

I — цементация; *II* — двойной отпуск

нита или низкоуглеродистого мартенсита. Во всех случаях из-за низкого содержания углерода будет обеспечена достаточно высокая ударная вязкость.

Детали менее ответственного назначения после цементации подвергают более простой термической обработке, состоящей из одной закалки и низкого отпуска.

Если для цементации выбирают природно мелкозернистые стали и содержание углерода на поверхности близко к эвтектоидному, то и при одной закалке получают удовлетворительные свойства, как в сердцевине, так и в цементованном слое. Однократная закалка широко используется на заводах массового производства, где цементацию ведут в газовом карбюризаторе. Выгодно

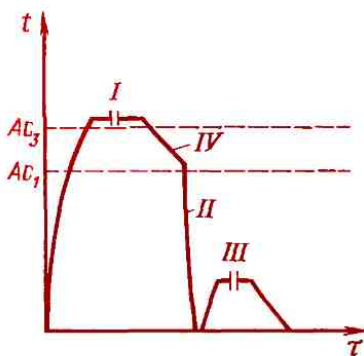


Рис. 6.6. Режим термической обработки при однократной закалке после цементации: I — цементация; II — закалка; III — отпуск; IV — подстуживание

закалке и высокой вязкости) и чистой поверхности. Для предотвращения окисления детали обезжиривают.

Обычное азотирование проводят при температуре 500–600 °С в контейнерах, через которые пропускают азотсодержащую среду, состоящую из диссоциирующего аммиака.

Вероятно, что на поверхности происходит реакция аммиака с выделением азота, который адсорбируется на поверхности стали, а затем диффундирует вглубь.

При нагреве аммиака в большом объеме возникает взрывоопасная смесь с образованием метана:



который не может проникнуть в сталь без ионизации.

Формирование поверхностной зоны в углеродистой стали происходит примерно так же, как и в процессе цементации в диаграмме Fe-N. По диаграмме Fe-N можно предсказать структуру поверхностной зоны низкоуглеродистой стали: при температуре насыщения железом ниже 590 °С образуется α-твердый раствор азота в железе, затем происходит диффузия азота по сетке и упорядочивание атомов азота в интерметаллических тарных ячейках. Обычно азотирование завершается на поверхности слоя азотной сетки и упорядоченной



Рис. 6.7. Участок диаграммы Fe—N. Изменение содержания азота и фазового состава по толщине слоя при $t_{\text{азот}}$

атомов в широком интервале концентраций азота.

При медленном охлаждении после азотирования вследствие переменной растворимости азота в α - и ϵ -фазах (см. рис. 6.7) происходит выделение избыточной γ'_{II} -фазы, и структура азотированной зоны от поверхности к сердцевине становится следующей: $(\epsilon + \gamma'_{\text{II}}) - \gamma' - (\alpha + \gamma'_{\text{II}}) - \alpha$.

При азотировании углеродистых сталей с увеличением содержания углерода уменьшается скорость диффузии азота и возможно образование карбонитридных фаз.

Азотированная сталь, имеющая на поверхности слой ϵ -фазы, коррозионно-стойка в воде и в атмосферных условиях. В системе Fe—N ϵ - и γ' -фазы имеют сравнительно невысокую твердость, соответственно HV 4500 и HV 5500 МПа. Значительно большая твердость достигается при азотировании специально легированных сталей — нитраллоев, которые содержат более активные нитридообразующие элементы: Cr, Mo, Al, V, Ti.

образовании по зародышей нитридов легированных сталей. Максимальная твердость достигается при азотировании.

Высокие твердости получают после азотирования легированной стали 30Х13 с содержанием 0,35–0,42% С; 1,10% Al и 0,15% Mo. Такое легирование молибденом повышает твердость азотированной поверхности. Молибден также повышает ударную вязкость, которую получают при медленном охлаждении после азотирования.

Процесс азотирования сталей — длительная операция. При азотировании сталей азотированную зону толщиной 0,5–1 мм получают при 500–550°C в течение 5–10 ч. Для получения азотированной поверхности толщиной 1–2 мм требуется 15–20 ч при 510°C–15 ч и 550°C–10 ч.

По сравнению с цементацией азотированные слои имеют более высокую твердость и износостойкость. Они не требуют шлифования и полировки. Они пользуются режущими инструментами, большей длительностью службы. При большей толщине азотированной поверхности ее азотирование ограничивает величину нагрузки на поверхность.

Ионное азотирование. Для активизации азотирования в среде и на поверхности применяют ионное азотирование.

очищается катодным распылением в разреженном азотсодержащем газе или водороде. При напряжении около 1000 В и давлении 13,33–26,66 Па (1–2 мм рт. ст.) ионы газа бомбардируют и очищают поверхность катода (деталей). Поверхность при этом нагревается до температуры не более 200 °С. Затем устанавливается рабочий режим в диапазоне основных параметров: напряжение 300–800 В, давление 133,3–1333 Па (1–10 мм рт. ст.), удельная мощность 0,7–1 Вт/см². Поверхность детали нагревается до требуемой температуры (450–550 °С) в результате бомбардировки положительными ионами газа. Ионы азота поглощаются поверхностью катода (детали), а затем идет диффузия вглубь. Параллельно с этим протекает процесс катодного распыления поверхности, что позволяет проводить азотирование трудноазотируемых сплавов, самопроизвольно покрывающихся защитной оксидной пленкой, которая препятствует проникновению азота при обычном азотировании. Ионное азотирование инструментов из быстрорежущей стали повышает стойкость в 2–5 раз в зависимости от условий резания.

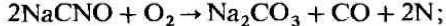
Наряду с ионным азотированием начинают применять ионную цементацию деталей. В отличие от ионного азотирования при ионной цементации требуется более высокая температура нагрева поверхности (900–1050 °С), что достигается либо увеличением удельной мощности,

пионными способам тирования.

Одновременное на стали углеродом и азотом показали, что в ряде диффузионное насыщение и углеродом позволяют деленные преимущества азот способствует поэтому можно по диффузионного насыщения и получить примерное роживание, как при случае уменьшится и последующую за дить сразу же посл живания. Такой пр троцементацией, та кой является смесь за с 3–5% аммиака зоне образуются ка цементованный сло является износу и к

Нитроцементация нияют на автомоби заводах для упро нешлифуемых дета

Одновременное углеродом и азото водить при темпер расплавленных сол нистый натрий. В ва 25% NaCN, 25–5 Na₂CO₃, за 1 ч в ной температуре м фузионный слой



Нейтральные соли NaCl и Na_2CO_3 добавляют для повышения температуры плавления ванны, что несколько уменьшает испарение дорогих и ядовитых солей при температурах цианирования.

Существенный недостаток цианирования — ядовитость цианистых солей, что требует принятия специальных мер по охране труда и окружающей среды.

В связи с этим разработаны низкотемпературные процессы насыщения азотом и углеродом из расплавов нетоксичных солей — цианатов и карбонатов. Такие процессы известны под названием «Карбонитрация» (СССР), «Тенифер» (ФРГ) и «Мелонайт» (США).

Специальными мерами (продувка ванны воздухом, охлаждение деталей в расплаве едкого натра и нитрита натрия) добиваются ликвидации образования ионов $[\text{CN}^-]$.

Для повышения стойкости быстрорежущего инструмента после закалки и высокого отпуска проводят карбонитрацию.

В зависимости от вида инструмента режим процесса устанавливают в следующих пределах: температура расплава $530\text{--}570^\circ\text{C}$, время выдержки $5\text{--}30$ мин.

фундирующий э
(NH_4Cl , NH_4J и др
рошок (шамот,
предотвращения с

Насыщаемые де
ком упаковывают
тейнеры с плавки
вают в печи до 10
вают несколько
диффузионных с
щины и структуры

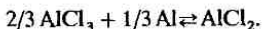
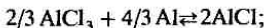
Примеры неке
смесей приведены

ТАБЛИЦА 6.2. Соо
для
ван

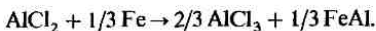
Процесс химико-термической обработки	
Алитирование	49—49 1—2 П
	99,5 П
Хромирование	50 FeC
	60 FeC 1,2 Ni
Силицирование	40 Si
	75 FeS

В процессе химик
в контейнере одно
тельно протекает н

верстия или плавкий затвор контейнера, а более устойчивые и тяжелые пары хлористого алюминия реагируют с алюминием по реакциям диспропорционирования



Процесс алитирования различных сплавов происходит либо в результате выделения на насыщаемой поверхности алюминия по реакциям диспропорционирования, либо в результате взаимодействия субхлоридов AlCl_2 и AlCl с элементами насыщаемых сплавов по реакциям типа



В соответствии с приведенными реакциями в контейнере в ходе диффузионного насыщения алюминием восстанавливается AlCl_3 , который вновь вступает в обратимые реакции.

На этом принципе основан циркуляционный метод диффузионного насыщения металлов различными элементами. Так, для алитирования в хлоридной среде достаточно в рабочую камеру установки, где находятся обрабатываемые детали и алюминий, ввести пары хлористого алюминия после удаления воздуха. При температуре алитирования в рабочей камере (муфеле) устанавливается термодинамическое равновесие составляющих газовой смеси (рис. 6.8), и процесс алитирования происходит в результате нарушения и восстановле-

Рис. 6.8. Зависимость парциальных давлений хлоридов алюминия от суммарного давления: 1 — AlCl ; 2 — AlCl_2 ; 3 —

ния этого равновесия на насыщаемой поверхности. Поверхность детали при расплавлении алюминия

Циркуляционным методом можно проводить диффузию не только алюминием, но и рядом других элементов. В зависимости от температуры, так и со схемой установки, схема диффузии показана на рис. 6.9.

В замкнутом рабочем объеме установки диффузия осуществляется при сдвиге равновесия в направлении газоподводящего канала в результате обратимых химических реакций. В муфеле установки устанавливается отдельное расположение деталей и материала, насыщаемого диффундирующим элементом. При циркуляционном методе диффузии парциальное давление хлоридов алюминия в рабочей камере диффундирующей детали и в рабочей камере материала зонами расположения деталей и насыщаемого материала при различных давлениях порождает перепады температур между рабочей камерой и муфелом. В результате диффузия происходит в направлении диффундирующей детали, либо перепады температур диффундирующего элемента в рабочей камере и на поверхности насыщаемых деталей.

Термодинамическое



Рис. 6.9. Схема циркуляционной установки для диффузионного насыщения металлов (Э – диффундирующий элемент, Д – насыщаемые детали):

1, 6 – патрубки газопроводов; 2 – муфель; 3 – реверсивный вентилятор; 4 – крышка муфеля; 5 – направляющий цилиндр

ного состава хлоридов алюминия при 900 °С показывает различие парциального давления дихлорида алюминия (газа-переносчика диффундирующего элемента) над поверхностью алюминия, где активность $a_{Al} = 1$, и над поверхностью фазы FeAl, где $a_{Al} = 0,066$. Из табл. 6.3 видно, что равновесное парциальное давление дихлорида алюминия над поверхностью алюминия больше, чем над поверхностью FeAl, содержащего 50 ат. % алюминия.

ТАБЛИЦА 6.3. Равновесный состав хлоридов алюминия над поверхностью алюминия и фазы FeAl при 900 °С

Контактная поверхность	Равновесное парциальное давление, отн. ед.		
	AlCl ₃	AlCl ₂	AlCl
Жидкий алюминий	0,4530	0,5338	0,01414
Фаза FeAl	0,7070	0,2908	0,00269

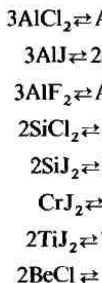
миния, однако при температуре 900 °С его давление AlCl в этих условиях участвует в переносе

Диффузионное насыщение циркуляционным методом проводится в изотермических условиях в некотором температурном диапазоне. Местом расположения диффундирующего элемента

Для получения равномерного насыщения деталей в муфелевой установке под действием реверсивного движения газа

Циркуляционный метод позволяет получать качественные насыщенные многокомпонентными газами детали практически чистой газовой фазой без вредных примесей и добавок и насыщения другими элемен-

Процесс можно вести в взрывобезопасной герметичной камере с выводом этих газов в атмосферу. Ведущими обратными процессами могут быть следующие:



В связи с этим на основании предварительных термодинамических расчетов устанавливаются ведущие обратимые реакции, варьируя четырьмя галоидами (Cl, J, Br, F).

Для получения многокомпонентных покрытий в рабочую камеру установки загружают одновременно несколько диффундирующих элементов, проведя предварительно термодинамический расчет состава образующейся газовой смеси.

Диффузионные покрытия можно также получать в расплавленных жидких средах.

Применяют жидкофазное алитирование в расплавах на основе алюминия. Для предотвращения разъедания поверхности деталей в алюминиевую ванну добавляют основной металл насыщаемой поверхности. Например, при алитировании сталей добавляют 3–4% Fe. Однако жидкофазное алитирование не получило распространения в связи с налипанием алюминия на насыщаемую поверхность и другими недостатками.

Наиболее широко используется борирование сталей в расплавах буры с добавками восстановителей — карбидов бора и кремния (70% $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ + 30% B_4C или 70% $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ + 30% SiC). Насыщение бором проводят при температуре 850–1050 °С в течение 2–10 ч. Электролизное борирование в расплавленной буре значительно ускоряет процесс диффузионного насыщения. Катодом являются борлируемые детали, анодом — графитовые электроды либо тигель из

и SiO_2 , препятствующий

Хромирование сталей (0,3–0,4% Cr) криволинейной поверхности, так как наносится тонкий слой карбида ($\text{Cr}_7\text{Fe}_3\text{C}_3$) с твердостью $HV_{0,05}$ 2000–3000, хорошо сопротивляющийся предварительной протравке при 170–200 °С.

Высокой износостойкостью обладают борированные поверхности в условиях трения в 4–6 раз износостойкие и в 1,5–3 раза износостойкие сталей.

Износостойкость боридных слоев (Fe_2B) выше износостойкости карбидных слоев (Fe_3C), а в условиях изнашивания находится в 2–3 раза выше износостойкости хромированных поверхностей.

Диффузионными покрытиями значительно повышается износостойкость углеродистых сталей в водных растворах кислот.

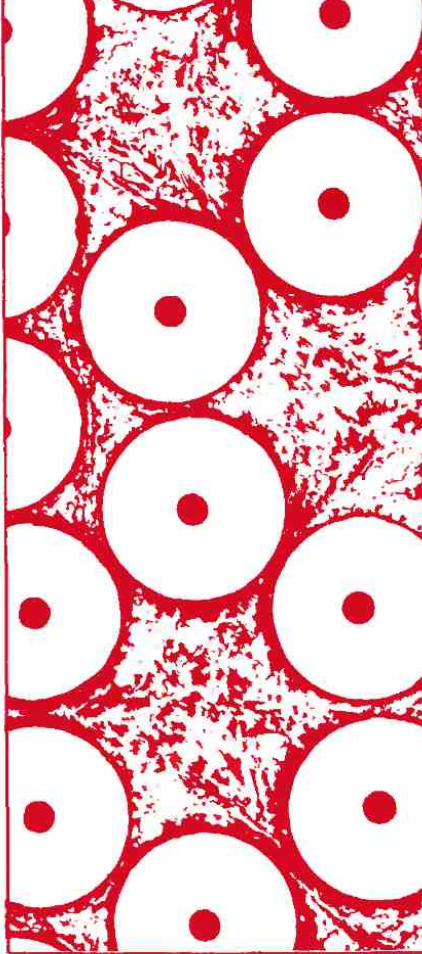
Наибольшей стойкостью обладают 10%-ного водного раствора азотной кислоты обладающие хромированные и хромоалюминированные поверхности. Несколько уступают

CH_3COOH	Сталь У8	Cr	+ 4,5 AlF_3 96[40 Al_2O_3 + 60(10 Al + 90 Cr_2O_3) + 4 AlF_3
--------------------------	----------	----	---

и хромотитаноалитированные стали. Борированные стали хорошо сопротивляются действию 10%-ной серной и 30%-ной соляной кислоты. Борированные и особенно хромосилицированные стали обладают высокой коррозионной стойкостью в 40%-ной фосфорной кислоте. Хромированные стали устойчивы к коррозии в 3%-ном водном растворе хлористого натрия (морской воде), но лучшие результаты получены после цирконоалитирования и титаноалитирования сталей. Хромированные высокоуглеродистые стали обладают хорошей коррозионной стойкостью к действию 50%-ных водных растворов уксусной кислоты.

Однако следует отметить, что приведенные выше данные справедливы в том отношении, что диффузионные покрытия для соответствующей структуры. Следующим этапом в развитии рекомендаций является проведение исследований по созданию покрытий и технологий микро-термической обработки. Некоторые опытные данные по обработке приведены в таблице 1.

Обработанные под давлением диффузионно-термические стали по своим свойствам уступают дорогим аустенитным сталям.



ных деталей машин, приборов, аппаратурных конструкций, подвергающиеся механическим нагрузкам. Детали машин и приборов характеризуются большим разнообразием форм, размеров, условий эксплуатации. Они работают при статических, циклических и ударных нагрузках, при низких и высоких температурах, в контакте с различными средами. Эти факторы определяют требования к конструкционным материалам, основные из которых — эксплуатационные, технологические и экономические.

Эксплуатационные требования имеют первостепенное значение. Для того чтобы обеспечить работоспособность конкретных машин и приборов, конструкционный материал должен иметь высокую конструкционную прочность.

Конструкционной прочностью называется комплекс механических свойств, обеспечивающих надежную и длительную работу материала в условиях эксплуатации.

Механические свойства, определяющие конструкционную прочность и выбор конструкционного материала, рассмотрены ниже (см. п. 7.2). Требуемые характеристики механических свойств материала для конкретного изделия зависят не только от силовых факторов, но и воздействия на него рабочей среды и температуры.

Среда — жидкая, газообразная, ионизирующая, радиационная, в которой работает материал, оказывает существенное и преимущественно отрицательное влияние на его механические свойства,

ностного слоя в результате нежелательными элементами (водородом, вызывающим набухание). Кроме того, в некоторых случаях и местное разрушение происходит в результате ионизирующего облучения. Для того чтобы востоять рабочей среде, материал должен обладать не только прочностью и определенными механическими свойствами: стойкостью к химической коррозии (окалиностойкостью), стойкостью к химической коррозии, влагонепроницаемостью, способностью работать при высоких температурах и др.

Температурный диапазон применения временных материалов — от -269 до 1000°C , а для постоянных — до 2500°C . Для обеспечения работоспособности при высоких температурах материал должен обладать высокой прочностью и стабильностью при низкой температуре.

В некоторых случаях предъявляются и другие требования к материалу: электрические свойства, высокие термические свойства, высокая коррозионная стойкость деталей (особенно в агрессивных средах), высокая надежность деталей приборов).

Технологические требования к материалу — это обеспечение возможности изготовления деталей. Технологичность материала — это способность получать возможные методы

держат минимальное количество легирующих элементов. Использование материалов, содержащих легирующие элементы, должно быть обосновано повышением эксплуатационных свойств деталей.

Экономические требования, так же как и технологические, приобретают особое значение при массовом масштабе производства.

Таким образом, качественный конструкционный материал должен удовлетворять комплексу требований.

7.2. Конструкционная прочность материалов и критерии ее оценки

Конструкционная прочность — комплексная характеристика, включающая сочетание критериев прочности, надежности и долговечности:

Критерии прочности материала выбирают в зависимости от условий его работы. Критериями прочности при статических нагрузках являются временное сопротивление σ_B или предел текучести $\sigma_{0,2}$ (σ_T), характеризующие сопротивление материала пластической деформации¹. Поскольку при работе большинства деталей пластическая де-

¹ Характеристики σ_B и $\sigma_{0,2}$ используют также для оценки прочности деталей при кратковременных циклических перегрузках и при малом числе циклов ($< 10^3$).

прочности рассчитывают рабочие напряжения больше прочность материала и тем самым меньше допустимые рабочие напряжения и тем самым меньше размеры деталей.

Однако повышение прочности материала и, как следствие, увеличение напряжений сопровождается уменьшением упругих деформаций

$$\epsilon_{упр} =$$

где E — модуль нормальной упругости

Для ограничения упругих деформаций материал должен обладать высоким модулем упругости (иногда критерием служат критерии жесткости). Однако жесткие материалы обуславливают разрывы, трещины, коробление, деформации корпусов редукторов, от которых требуются точные размеры и формы.

Возможно и протекание пластической деформации. Для пружин, чувствительных упругих элементов, наоборот, требуются большие упругие деформации, а следовательно, высокая упругость (иногда критерием служат критерии жесткости). Для пружин, чувствительных упругих элементов, наоборот, требуются большие упругие деформации, а следовательно, высокая упругость (иногда критерием служат критерии жесткости).

Для материалов, работающих в авиационной и ракетной технике, особое значение имеет отношение прочности к массе. Поэтому для сравнения материалов используют удельными характеристиками конструкционной прочностью $\sigma_B/(\rho g)$

двойной прочности. Необходимо знать характеристики прочности при рабочих температурах и в эксплуатационных средах.

Например, для расчета на прочность вала, работающего во влажной атмосфере при 250°C , необходимы $\sigma_{в}$, $\sigma_{0,2}$, E для такой температуры, а также σ_{-1} , определенный во влажной среде и при нагреве.

Надежность — свойство материала противостоять хрупкому разрушению. Хрупкое разрушение вызывает внезапный отказ деталей в условиях эксплуатации. Оно считается наиболее опасным из-за протекания с большой скоростью при напряжениях ниже расчетных, а также возможных аварийных последствий¹.

Для предупреждения хрупкого разрушения конструкционные материалы должны обладать достаточной пластичностью (δ , ψ) и ударной вязкостью (KCU). Однако эти параметры надежности, определенные на небольших лабораторных образцах без учета условий эксплуатации конкретной детали, достаточно показательны лишь для мягких малопрочных материалов. Между тем стремление к уменьшению металлоемкости конструкций ведет к более широкому применению высокопрочных и, как правило, менее пластичных материалов с повышенной склонностью к хрупкому разрушению. Необходимо также учиты-

параметров надежности, способствующих развитию трещины.

Количественная оценка основывается на линейном законе распространения трещины. В соответствии с законом распространения высокопрочных металлов небольшие трещины эволюционируют при сварке, термической обработке, а также трещинообразованием в сварных соединениях, включениях и т. п.). Трещины являются концентраторами напряжений (локальные напряжения в вершине трещины будут во много раз превышать расчетные напряжения).

Для трещины длиной $2a$ концентрация напряжения в вершине

$$\sigma_y^{\max} = \sigma \sqrt{\frac{2a}{\rho}}$$

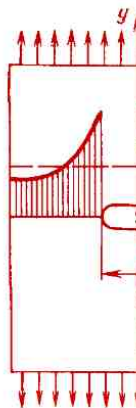


Рис. 7.1. Концентрация напряжения в вершине эллиптической трещины.

¹ Известно немало аварий из-за хрупкого разрушения корпусов судов, ферм мостов, трубопроводов и других конструкций.

но чувствительны к надрезам. В силу того, что дислокации заблокированы и пластическая деформация невозможна, при увеличении средних напряжений локальные напряжения σ_y^{\max} повышаются настолько, что вызывают разрыв межатомных связей и развитие трещины. Рост трещины не тормозится, как в пластичных материалах, а, наоборот, ускоряется. После достижения некоторой критической величины наступает самопроизвольный лавинообразный рост трещины, вызывающей хрупкое разрушение.

Так как высокопрочные материалы обладают определенной пластичностью, то для них реальную опасность представляют трещины не любых размеров, а только критической длины $l_{кр}$. Подростание трещины до $l_{кр}$ тормозится в них местной пластической деформацией. Но при определенном сочетании рабочего напряжения и длины дефекта равновесное положение трещины нарушается, и происходит самопроизвольное разрушение.

Оценку надежности высокопрочных материалов по размеру допустимого дефекта (меньше критического) проводят по критериям Ж. Ирвина. Им предложено два критерия трещиностойкости, из которых наибольшее применение имеет критерий K . Критерий K называют коэффициентом интенсивности напряжений в вершине трещины. Он определяет растягивающие напряжения σ_y в любой точке (рис. 7.2) впереди вершины трещины:

$$\sigma_y = K / \sqrt{2\pi x}. \quad (7.2)$$

Знаменатель дроби обращается в единицу при $x \approx 0,16$, поэтому K численно равен σ_y на расстоянии $\sim 0,16$ мм от вершины трещины.

Критерий K для наиболее жесткого нагружения (плоская деформация растяжением)

обозначают K_{Ic} , а при некотором значении, когда переходит в нестабильный рост трещины (K_{Ic} показывает, какой нагрузки (напряжения) достигает наплавки трещины в момент, когда связывает приложенное напряжение с критической длиной

$$K_{Ic} = \sigma_c$$

где α — безразмерный коэффициент, зависящий от геометрии образца.

Из соотношения (7.2) имеет размерность $M^{3/2}$.

Значение K_{Ic} определяют на образцах с надпилем заданной на дне этого надпиля трещиной (рис. 7.3). До нагружения образца фиксируют длину трещины, а при нагружении определяют величину и переход в нестабильный рост трещины в пространстве.

Величина K_{Ic} зависит от пластичности материала, пластической деформации (ее затупления) и сопротивления разрыву трещины. По этой причине K_{Ic} называют вязкостью.

Рис. 7.3. Образец для определения K_{Ic}

Рис. 7.4. Зависимость критического напряжения σ от размера дефекта l для двух материалов (I и II) с разным значением K_{Ic} ($K_{Ic}^{II} > K_{Ic}^I$)

он больше, тем выше сопротивление материала вязкому разрушению и его надежность. Кроме качественной характеристики надежности, K_{Ic} дополняет параметры $\sigma_{0,2}$ и E при расчетах на прочность деталей из высокопрочных материалов (сталей с $\sigma_b \geq 1200$ МПа, титановых сплавов с $\sigma_b \geq 800$ МПа и алюминиевых сплавов с $\sigma_b \geq 450$ МПа). Он позволяет определить безопасный размер трещины при известном рабочем напряжении или, наоборот, безопасное напряжение при известном размере дефекта. Например, при рабочем напряжении σ_p (рис. 7.4) трещина длиной l будет безопасной для материала II (кривая II) и вызовет разрушение в материале I (кривая I), имеющего меньшее значение K_{Ic} ($K_{Ic}^I < K_{Ic}^{II}$).

Для оценки надежности материала используют также параметры: 1) ударную вязкость KCV и KCT ; 2) температурный порог хладноломкости t_{50} . Однако эти параметры только качественные, непригодные для расчета на прочность.

Параметром KCV оценивают пригодность материала для сосудов давления, трубопроводов и других конструкций повышенной надежности.

Параметр KCT , определяемый на образцах с трещиной усталости у осно-

учитывают при проектировании конструкций особо ответственных элементов (летательных аппаратов, турбин и т. п.).

Порог хладноломкости — это влияние снижения температуры на склонность материала к вязкому разрушению. Его определяют на образцах при испытаниях на ударных испытаниях на разрыв при пониженных температурах. Сочетание при этом ударной вязкости и механического нагружения, температуры — основных параметров, влияющих на поведение материала в условиях хрупкого разрушения.

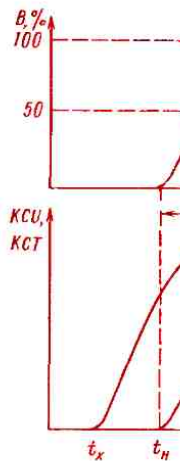


Рис. 7.5. Влияние температуры на ударную вязкость (V) и ударную вязкость (KCV, KCT)

при которой в изломе образца имеется 50% волокнистой составляющей, и величина *KCT* снижается наполовину.

О пригодности материала для работы при заданной температуре судят по температурному запасу вязкости, равному разности температуры эксплуатации и t_{50} . При этом, чем ниже температура перехода в хрупкое состояние по отношению к рабочей температуре, тем больше температурный запас вязкости и выше гарантия от хрупкого разрушения.

На рис. 7.6 показан случай, когда ударная вязкость двух сталей при температуре эксплуатации, равной 20 °С, одинакова. Однако переход в хрупкое состояние стали *M* (мелкозернистая) заканчивается при -40 °С, а стали *K* (крупнозернистая) при 0 °С. По сравнению с температурой эксплуатации t_3 запас вязкости у стали *M* составит 60 °С, а

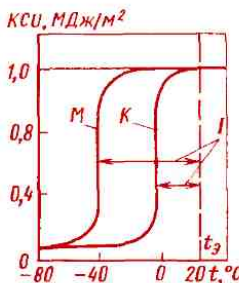


Рис. 7.6. Зависимость ударной вязкости от температуры испытания стали (0,22% С): *M* — мелкозернистая; *K* — крупнозернистая; *I* — температурный запас вязкости

развитие процессов разрушения, ползучести, катодного разбухания и коррозии вызывают постепенные обратимые повреждения и его разрушение. Вечности материала не достигают до требуемых значений его разрушения.

Для большинства сталей (более 80%) долговечность обеспечивается сопротивлением материала различным видам разрушения (усталостной, коррозионной, ползучести) или сопротивлением истиранию (износостойкости). Эти причины потери прочности материала требуют специальных мер защиты от трения.

Циклическая долговечность характеризует работоспособность материала в условиях многократного нагружения. Она определяется количеством циклов напряжений — совокупность параметров цикла нагружения между двумя предельными значениями σ_{max} и σ_{min} при заданной температуре T .

При экспериментальном определении сопротивления усталости основной принятой характеристикой является изменение напряженности цикла, характеризуется коэффициентом асимметрии цикла $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$. Среднее напряжение $\sigma_a = (\sigma_{max} + \sigma_{min}) / 2$ и амплитуда напряжения цикла $\sigma_b = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) / 2$.

1 Постепенный отказ — отказ по причине истощения работоспособности, при наступлении которого детали заменяют без угрозы аварии.

Различают симметричные циклы ($R = -1$) и асимметричные (R изменяется в широких пределах). Различные виды циклов характеризуют различные режимы работы деталей машин.

Процессы постепенного накопления повреждений в материале под действием циклических нагрузок, приводящие к изменению его свойств, образованию трещин, их развитию и разрушению, называют усталостью, а свойство противостоять усталости — выносливостью (ГОСТ 23207-78).

Разрушение от усталости по сравнению с разрушением от статической нагрузки имеет ряд особенностей.

1. Оно происходит при напряжениях, меньших, чем при статической нагрузке; меньших предела текучести или временного сопротивления.

2. Разрушение начинается на поверхности (или вблизи от нее) локально, в местах концентрации напряжений (деформации). Локальную концентрацию напряжений создают повреждения поверхности в результате циклического нагружения либо надрезы в виде следов обработки, воздействия среды.

3. Разрушение протекает в несколько стадий, характеризующих процессы накопления повреждений в материале, образования трещин усталости, постепенное развитие и слияние некоторых из них в одну магистральную трещину и быстрое окончательное разрушение.

4. Разрушение имеет характерное строение излома, отражающее последо-

зон — усталости и до разрушения примыкает к поверхности. Зону последовательное усталости. В этой зоне бороздки, фигурацию колец о скачкообразном развитии усталости. Зона усталости до тех пор, пока не сечением рабочем сечении растут настолько, что вызывают разрушение детали разрушения долома.

О способности в условиях циклического нагружения ведут по результатам испытаний на усталость (ГОСТ 23207-78) проводят на специальных образцах, испытываемых в образцах нагружения (растяжение, кручение). Образцы испытывают последовательно на различных уровнях нагружения. Число циклов до разрушения — результаты испытаний — строят кривую усталости, по которой определяют численные координаты: напряжение цикла, число циклов нагружений, координаты прямых линий — критический участок — разрушение, которое не вызывает разрушения после заданного или заданного

циклов¹. Это напряжение представляет собой физический предел выносливости σ_R (R — коэффициент асимметрии цикла), при симметричном цикле σ_{-1} . Наклонный участок кривой усталости характеризует ограниченный предел выносливости, равный напряжению σ_{R_0} , которое может выдержать материал в течение определенного числа циклов (N_{R_0}).

Кривые с горизонтальным участком типичны для сталей при невысоких температурах испытаний. Кривые без горизонтального участка (кривая 2 на рис. 7.9) характерны для цветных металлов, а также для всех материалов, работающих при высоких температурах или в коррозионной среде. Такие материалы имеют только ограниченный предел выносливости.

Кривые усталости позволяют определить следующие критерии выносливости:

1) циклическую прочность — физический или ограниченный предел выносливости. Она характеризует несущую способность материала, т. е. то наибольшее напряжение, которое он способен выдержать за определенное время работы;

¹ За базу испытаний N_6 (отвечает точке начала горизонтального участка или точке перегиба) принимают 10^7 циклов для стали и 10^8 циклов для цветных металлов.

с значительным раз-
сти из-за ее высоко-
к состоянию поверх-

Кроме определен-
выше критериев мно-
ливости, для некото-
случаев применяют
цикловую усталость
высоких напряжения
лой частоте нагружен
5 Гц). Эти испытани
вия работы констру
молетных), которые
кие, но значительные
ческие нагрузки. База
не превышает $5 \cdot 10^6$
малоцикловую устал
характеризует левая ве
усталости (см. рис.

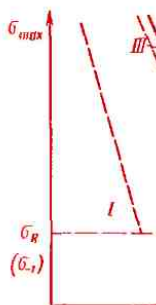


Рис. 7.10. Обобщенная кривая усталости при ступенчатом нагружении (схема I — стадия постепенного до возникновения трещины, II — стадия распространения трещины)

стичных металлов сопротивление распространению трещины усталости много выше, чем ее зарождению. Увеличению сопротивления зарождению трещины усталости способствует структурное состояние, препятствующее движению дислокаций и их выходу на поверхность. Такое структурное состояние наиболее эффективно создается поверхностным упрочнением.

Циклическая долговечность и прочность зависят от большого числа факторов, из которых решающее значение имеют структура и напряженное состояние поверхностного слоя, качество поверхности и воздействие коррозионной среды. Наличие на поверхности остаточных напряжений сжатия затрудняет образование и развитие трещин усталости и, как следствие, способствует увеличению предела выносливости. Резко отрицательное влияние оказывают напряжения растяжения и многочисленные концентраторы напряжений:

конструктивные — изменение формы сечения детали: галтели, отверстия, канавки, проточки и т. п.;

технологические — микронеровности поверхности, риски и другие следы механической обработки;

металлургические — внутренние дефекты в виде пор, раковин, неметаллических включений (оксидов, сульфидов, силикатов и др.).

Влияние концентраторов напряжений оценивают эффективным коэффициентом

Совместное влияние на предел выносливости является коэффициентом, во с выносливости гладкого 10 мм больше пред таги:

$$(K_{\sigma})_D = (K_{\sigma}/\epsilon_{\sigma})$$

где ϵ_{σ} — масштабный щий уменьшение не таги при увеличении мера; β — коэффициент шероховатости в коррозионных средах коэффициент, характерность поверхностного

Из соотношения¹ влияние факторов на несущ ли тем слабее, чем бл коэффициентов K_{σ} , ϵ_{σ} цидент поверхностного

Износостойкость ла оказывать в оп трения сопротивл изнашивание — пр разрушения поверх риала путем отдел влиянием сил трешивания называют деляют по измен нейный износ), уме массы (объемный

Износостойкость вают величиной, с

¹ Аналогичные соотно с касательных напряжени

Скорость и интенсивность изнашивания представляют собой отношение износа соответственно к времени или пути трения. Чем меньше значение скорости изнашивания при заданном износе Δh , тем выше ресурс работы t узла трения:

$$t = \Delta h / v_h.$$

Скорость изнашивания и износ зависят от времени. Существуют три периода износа (рис. 7.13): I – начальный период или период приработки, при котором изнашивание протекает с постоянно замедляющейся скоростью; II – период установившегося (нормального) износа, для которого характерна небольшая и постоянная скорость изнашивания; III – период катастрофического износа. Обеспечение износостойкости связано с предупреждением катастрофического износа, уменьшением скоростей начального и установившегося изнашивания. Эта задача решается рациональным выбором материала трущихся пар и способа его обработки. При выборе материала необходимо учитывать, что критерии его износостойкости зависят не только от свойств поверхностного слоя материала, но в сильной степени от условий его работы. Условия работы отличаются таким большим разнообразием, что не существует универсального износостойкого материала. Материал, устойчивый к изнашиванию в одних условиях, может катастрофически быстро разрушаться в других. Износостойкость материала при заданных

в атмосфере нагретых жидких электролитов, в основном от скорости электрохимического процесса. Высокая износостойкость в таких условиях имеют жаростойкие и коррозионно-стойкие материалы (см. пп. 1, 2).

Таким образом, выбор материала детали конструкции характеризуется критериями конструкции:

1) критерии прочности, жесткости, которые при заданных нагрузках определяют допустимые деформации, массу и размеры;

2) модуль упругости, жесткость при заданной геометрии, величину упругих деформаций, жесткость;

3) пластичность, вязкость K_{CT} , K_{CV} , ударная вязкость K_{10} , температура разрыва t_{50} , долговечность, надежность материала;

4) циклическая прочность, вязкость при изгибе, критерии изнашивания, определяющие долговечность детали.

7.3. Методы повышения износостойкости конструкционной стали

Высокая прочность и жесткость конструкций при минимальной массе и наибольшей надежности достигаются с помощью современных технологических методов и конструкторских решений.

и химического состава материала. Энергия межатомного взаимодействия непосредственно определяет характеристики упругих свойств (модули нормальной упругости и сдвига), а также так называемую теоретическую прочность.

Модули нормальной упругости и сдвига являются константами материала и структурно нечувствительны.

Теоретическая прочность (сопротивление разрыву межатомных связей) в реальных кристаллах из-за наличия структурных дефектов не достигается. Реальная прочность на два-три порядка ниже теоретической и определяется не столько межатомными силами связи, сколько структурой материала.

В гл. 4 указывалось, что уровень прочности (сопротивление пластической деформации) зависит главным образом от легкости перемещения дислокаций. В связи с этим современные методы повышения прочности материала основаны на создании такого структурного состояния, которое обеспечивало бы максимальную задержку (блокировку) дислокаций. Методы упрочнения рассмотрены в предыдущем разделе. Напомним, что к ним относятся легирование, пластическая деформация, термическая, термомеханическая и химико-термическая обработка. Повышение прочности указанными методами основано на ряде структурных факторов.

1. Увеличение плотности дислокаций. Силовые поля вокруг дислокаций являются эффективными барьерами для

σ — модуль сдвига. Целесообразность дислокаций в большем значении. ного распределения тов отдельные объе сыщаются дислокац нарушение сплошно кроскопических тр прочности.

2. Создание дислокаций в виде границ зерен. Перспективных частиц в виде дислокаций требуются для повышения напряженности и тем самым для упрочнения.

Роль эффективно играют границы зерен (зеренной мозаики). Скользящая дислокация задерживается на границе зерен, поскольку в соседней плоскости скольжения другая ориентация. Повышение прочности при измельчении зерен описывается уравнением

$$\sigma_T = \sigma_0$$

где σ_0 — напряжение начала движения свободных дислокаций, k — коэффициент, σ_0 — прочность блокировки дислокаций, d — диаметр зерна (с

Важная особенность упрочнения состоит в том, что с уменьшением диаметра зерна (увеличением

и старению. В этом случае дислокации, перемещаясь в плоскости скольжения, должны либо перерезать частицы, либо их огибать.

3. Образование полей упругих напряжений, искажающих кристаллическую решетку. Такие поля образуются вблизи точечных дефектов — вакансий, примесных атомов и, главным образом, атомов легирующих элементов.

Упрочнение при легировании растет пропорционально концентрации легирующего элемента в твердом растворе и относительной разницы атомных радиусов компонентов.

Атомы внедрения (С, О, Н, N) могут вносить большой вклад в упрочнение, если они скапливаются на дислокациях и блокируют их, образуя сегрегации или атмосферы Коттрелла.

Комбинацией различных структурных факторов упрочнения можно значительно повысить характеристики прочности (σ_B , σ_T , HB , σ_{-1}). Однако достигаемая прочность остается все же значительно ниже теоретической. Вместе с тем повышение прочности, основанное на уменьшении подвижности дислокаций, сопровождается снижением пластичности, вязкости и тем самым надежности.

Проблема повышения конструкционной прочности состоит не столько в повышении прочностных свойств, сколько в том, как при высокой прочности обеспечить высокое сопротивление вязкому разрушению, т. е. надежность материала

приятно, допуска
вижность скапли
дислокаций. Эти
того, что хрупко
руют скопления
ской плотности,
цаемых барьер
опасные локальн
лаксация идет дву
ванием зародыш
2) прорывом и
дислокаций в сме
путь — путь пласти
кальных напряже
личии полупрони
роль, в частност
угловые границы

Формированию
туры и обеспечен
ствуют рационал
мельчение зерна,
гического качества

Рациональное л
тривает введение
скольких элемент
центрации каждо
снить пластичност
чение зерна осу
нием и термичес
бенно при испо
ростных способо
ного и лазерного

Наиболее эффек
субструктуры (бл
гается при высок
механической обр

ницы выполняют роль полупроницаемых барьеров. В результате ВТМО обеспечивает наиболее благоприятное сочетание высокой прочности с повышенной пластичностью, вязкостью и сопротивлением разрушению.

Более надежной работе высоконапряженных деталей способствует повышение чистоты металла, его металлургического качества. Повышение чистоты стали связано с удалением вредных примесей (см. п. 8.2) — серы, фосфора, газообразных элементов — кислорода, водорода, азота и зависящих от их содержания неметаллических включений — оксидов, сульфидов и др.

Неметаллические включения, серу и газообразные примеси удаляют из металла в процессе переплава. В промышленности применяют несколько способов переплава: вакуумно-дуговой (ВДП), электронно-лучевой (ЭЛП), электрошлаковый (ЭШП), а также вакуумно-индукционную плавку (ВИ), рафинирование синтетическим шлаком. При вакуумной плавке и вакуумных переплавах металл наиболее полно очищается от растворенных газов. Сера практически не удаляется. При рафинировании синтетическим шлаком и ЭШП, наоборот, наиболее полно удаляется сера.

При равной прочности более чистый металл обладает более высоким сопротивлением вязкому разрушению и более низким порогом хладноломкости.

Для повышения циклической прочности и износостойкости важно затруд-

телей малого радиуса кривизны. Если пластичность незначительная, то деформация не происходит. Если пластичность значительная, то деформация происходит. В результате деформации напряженность в зоне концентрации напряжений повышается, что приводит к упрочнению для точных напряжений.

Рассмотренные выше методы и металлургические способы конструкторской и технологической работы с металлами и сплавами включают в себя: 1) повышение чистоты металла и сплавов включением легирующих элементов, вызывающих образование дислокаций и препятствующих их движению; 2) метод термического упрочнения, который заключается в нагреве металла до заданного температурного режима, выдержке при этом режиме, последующем охлаждении до заданной температуры, предусматривающей определенное распределение напряжений, а также очистку от вредных примесей. Методы термического упрочнения делятся на две группы: 1) методы, обеспечивающие достижение допустимого уровня прочности в конструктивных элементах; 2) методы, обеспечивающие достижение для сталей и сплавов прочности $\sigma_{0.2} = 1250$ МПа; алюминия $\sigma_{0.2} = 550 \div 600$ МПа. Методы термического упрочнения техники этого типа оказываются наиболее эффективными.

Принципиально важным фактором является использование высокопрочных сталей и сплавов в конструктивных элементах — новом классе конструктивных материалов. Такие материалы обладают высокой прочностью и высокой вязкостью. Такие материалы являются собой композиционные материалы, которые армируют и обеспечивают всю нагрузку.

нагрузки между волокнами. Композиционные материалы отличаются высоким сопротивлением распространению трещин, так как при ее образовании, например, из-за разрушения волокна, трещина «вязнет» в мягкой матрице. Кроме того, композиционные материалы, использующие высокопрочные и высокомодульные волокна и легкую матрицу, могут обладать высокими удельной прочностью и жесткостью.

7.4. Классификация конструкционных материалов

Перечень конструкционных материалов, применяемых в машино- и приборостроении, велик, и классифицировать их можно по разным признакам. Большинство из них, такие, как стали, чугуны, сплавы на основе меди и легких металлов, являются универсальными. Они обладают многочисленными до-

ценивается соотношением, обеспечивая способность в эксплуатационных условиях в нескольких группах применения их определяется несколькими критериями.

В соответствии с классификацией конструкционные материалы делятся на следующие группы:

1. Материалы, обладающие высокой прочностью, статическую прочность (стали).

2. Материалы с высокими прочностными свойствами.

3. Износостойкие материалы.

4. Материалы с высокими прочностными свойствами.

5. Материалы с высокими прочностными свойствами.

6. Материалы с высокими прочностными свойствами.

7. Материалы, обладающие высокой прочностью при высоких температурах.

образия материалов в наибольшей степени этим требованиям удовлетворяют сплавы на основе железа — чугуна и особенно стали. Стали обладают высоким наследуемым от железа модулем упругости ($E = 2,1 \cdot 10^6$ МПа) и тем самым высокой жесткостью, уступая в этом лишь бору, вольфраму, молибдену, бериллию, которые из-за высокой стоимости используются только в специальных случаях. Высокая жесткость и доступность обуславливают широкое применение сталей для изготовления строительных металлоконструкций, корпусных деталей, ходовых винтов станков, валов и многих других деталей машин.

Высокую жесткость стали сочетают с достаточной статической и циклической прочностью, значение которой можно регулировать в широком диапазоне изменением концентрации углерода, легирующих элементов и технологии термической и химико-термической обработки.

Применяемые в технике сплавы на основе меди, алюминия, магния, титана, а также пластмассы уступают стали по жесткости, прочности или надежности. Кроме комплекса этих важных для работоспособности деталей свойств, стали могут обладать и рядом других ценных качеств, делающих их универсальным материалом. При соответствующем легировании и технологии термической обработки сталь становится износостойкой, либо коррозионно-стойкой, либо жаро-

табл. 1).

Вследствие этих преимуществ стали являются основной металлческой основой промышленности. В СССР ежегодно производится около 100 млн т сталей и сплавов на основе железа. В 1980 г. в СССР было выпущено 2000 марок. Большинство из них имеют сложного химического состава с целью удовлетворять различные специфические требования. Встречаются также запросы многих

8.1. Классификация конструкционных сталей

Стали классифицируют по составу, качеству, структуре и прочностным свойствам.

По химическому составу стали классифицируют на углеродистые и легированные. По концентрации углерода углеродистые делят на низкоуглеродистые ($< 0,3\%$ С), среднеуглеродистые ($0,3-0,7\%$ С) и высокоуглеродистые ($> 0,7\%$ С). Легированные стали делят по количеству легирующих элементов на низколегированные (содержат от 1 до 5% легирующих элементов) и высоколегированные (содержат более 5% легирующих элементов). По структуре и свойствам стали делят на хромо-никель-марганцевые и высокопрочные. По назначению — на конструкционные, инструментальные, специальные и др.

применяемых сталей.

Стали мартенситного класса отличаются высокой устойчивостью переохлажденного аустенита (рис. 8.1, б); при охлаждении на воздухе они закалываются на мартенсит. К этому классу относятся средне- или высоколегированные стали.

Стали аустенитного класса из-за повышенного количества никеля или марганца (обычно в сочетании с хромом) имеют интервал мартенситного превращения ниже 0°C и сохраняют аустенит при температуре $20\text{--}25^{\circ}\text{C}$ (рис. 8.1, в). Распад аустенита в перлитной и промежуточной областях отсутствует.

Структурный класс аустенитных и ферритных сталей совпадает по классификации как в отожженном, так и нормализованном состояниях.

По прочности, оцениваемой временным сопротивлением, конструкционные стали с некоторой условностью можно разделить на стали нормальной (средней) прочности ($\sigma_{\text{в}} \sim$ до 1000 МПа), повышенной прочности ($\sigma_{\text{в}} \sim$ до 1500 МПа) и высокопрочные ($\sigma_{\text{в}} \sim$ более 1500 МПа).

8.2. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства стали

Сталь — сложный по составу железоуглеродистый сплав. Кроме железа и углерода — основных компонентов, а также возможных легирующих элементов, сталь содержит некоторое коли-

Рис. 8.2. Влияние углерода на механические свойства горячекатаных сталей.

чество постоянных примесей, влияющих на свойства.

Углерод, содержащийся в конструкционных сталях (до $0,8\%$), оказывает большое влияние на их свойства. Степень влияния зависит от структурного состояния и ее термической обработки.

После отжига углеродистые конструкционные стали имеют более мягкую структуру, состоящую из фаз — феррита и цементита, который придает им твердость и хрупкость. С увеличением содержания углерода пропорционально увеличивается прочность и твердость, снижается пластичность и вязкость. Кроме снижения ударной вязкости и хрупкости, резко повышается температурный интервал перехода в хрупкое состояние. Для стали с содержанием $0,1\% \text{ C}$ повышение температуры этого перехода при увеличении содержания углерода до $0,4\% \text{ C}$ почти вдвое. Прочность при этом равна 0°C . При нагревании трапии углерода температура достигает 20°C ; сталь становится надежной в работе.

¹ Такая же структура наблюдается в горячекатаном состоянии. В горячекатаном состоянии структура ботки.

Влияние углерода еще более значительно при неравновесной структуре стали. После закалки на мартенсит временное сопротивление легированных сталей интенсивно растет по мере увеличения содержания углерода и достигает максимума при 0,4% С (рис. 8.4). При большей концентрации углерода σ_B становится нестабильным из-за хрупкого разрушения стали, о чем свидетельствуют низкие значения ударной вязкости. При низком отпуске механические свойства полностью определяются концентрацией углерода в твердом растворе.

Углерод изменяет и технологические свойства стали. При увеличении его содержания снижается способность сталей деформироваться в горячем и особенно

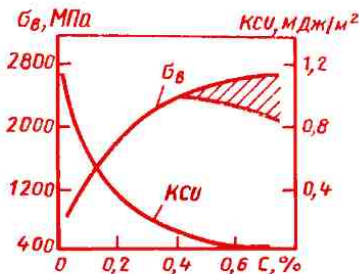


Рис. 8.4. Влияние углерода на механические свойства закаленных низколегированных сталей

красноломкость стали. При горячей обработке давлением деформация происходит в виде сульфидной растрескивания, связанная с наличием сульфидов. Сульфиды образуют с железом соединения, обладающие низкой температурой плавления (988 °С) и располагаются по границам зерен. При горячей деформации сульфиды расплавляются, и сталь разрушается.

От красноломкости стали также зависит содержание марганца, который образует сульфиды MnS , исключая образование сульфидов кооплавления эвтектики.

Устраняя красноломкость стали, необходимо так же как и другие свойства, учитывать влияние серы (оксиды, нитриды) на механические свойства. Центрирование серы центрированными элементами (напрямую) повышает пластичность и вязкость стали. Содержание серы в стали строго ограничено. Существенное влияние серы на механические свойства в улучшении обрабатываемости (см. п. 9.1).

Фосфор — вредная примесь в стали. Он повышает прочность в феррите, упрочняет структуру, повышает хладноломкость — снижает ударную вязкость. При понижении температуры действует фосфор как хрупкое вещество. Выше определенного порога хладноломкости действие фосфора не проявляется. Каждая 0,01% Р повышает порог хладноломкости на 25 °С. В стали, легированной фосфором, содержание углерода в ней увеличивается.

Фосфор — крайне вредная примесь в конструкционных сталях. Для ее устранения применяют различные методы выплавки. Однако эти методы обеспечивают его содержание в стали не более 0,01%. Основной путь его снижения — это использование шихты.

Кислород, азот и водород — вредные примеси. Их влияние на свойства стали проявляется в снижении ударной вязкости

кость стали:

1 — 0,008 % P; 2 — 0,06 % P

вышении склонности стали к хрупкому разрушению.

Кислород и азот растворяются в феррите в ничтожно малом количестве и загрязняют сталь неметаллическими включениями (оксидами, нитридами). Кислородные включения вызывают красно- и хладноломкость, снижают прочность. Повышенное содержание азота вызывает деформационное старение. Атомы азота в холоднодеформированной стали скапливаются на дислокациях, образуя атмосферы Коттрелла, которые блокируют дислокации. Сталь упрочняется, становится малопластичной. Старение особенно нежелательно для листовой стали ($\leq 0,1\%C$), предназначенной для холодной штамповки. Последствия старения — разрывы при штамповке или образование на поверхности полос скольжения, затрудняющих ее отделку¹.

Водород находится в твердом растворе или скапливается в порах и на дислокациях. Хрупкость, обусловленная водородом, проявляется тем резче, чем выше прочность материала и меньше его растворимость в кристаллической решетке. Наиболее сильное охрупчивание наблюдается в закаленных сталях с мартенситной структурой и отсутствует в аустенитных сталях.

Повышенное содержание водорода в стали при ее выплавке может приводить к флокенам. Флокенами называют внутренние

¹ Для устранения хрупкости листы перед штамповкой подвергают волнообразному изгибу со слабым обжатием. При этой операции дислокации, отрываясь от окружающих их атмосфер, приобретают подвижность. Пластичность временно восстанавливается, и сталь хорошо штампуются.

возможны при травлении
нии гальванических по
доросодержащих газе

Случайные примеси
щие в сталь из втори
отдельных месторож
в сталь попадает сурь
цветных металлов. Ст
уральских руд, содер
ских — мышьяк. Случай
шинстве случаев оказ
влияние на вязкость

8.3. Углеродистые с

На долю углерод
дится 80% от об
объясняется тем, чт
и сочетают удовле
нические свойства с
ваемостью резанием
одинаковом содер
обрабатываемости
нием они значитель
гированные стали.
тые стали менее
термической обраб
критической скорос
дистые стали охлад
вызывает значитель
коробление деталей
получения одинаков
гированными стал
подвергать отпуску
кой температуре, п
няют более высокие
жения, снижающие
прочность.

прочности. Углеродистые конструкционные стали выпускают обыкновенного качества и качественные.

Углеродистые стали обыкновенного качества. Это наиболее дешевые стали. В них допускается повышенное содержание вредных примесей, а также газонасыщенность и загрязненность неметаллическими включениями, так как они выплавляются по нормам массовой технологии.

Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-71) выпускают в виде проката (балки, прутки, листы, уголки, трубы, швеллеры и т. п.), а также поковок. В зависимости от гарантируемых свойств их поставляют трех групп: А, Б, В.

Стали маркируют сочетанием букв «Ст» и цифрой (от 0 до 6), показывающей номер марки. Стали групп Б и В имеют перед маркой буквы Б или В, указывающие на их принадлежность к этим группам. Группа А в обозначении марки стали не указывается. Степень раскисления обозначается добавлением индексов: в спокойных сталях — «сп», полуспокойных — «пс», кипящих «кп», например, Ст3сп, БСт3пс, ВСт3кп. Спокойными и полуспокойными производят стали Ст1 — Ст6, кипящими — Ст1 — Ст4 всех трех групп. Сталь Ст0 по степени раскисления не разделяют.

Стали группы А поставляют с гарантированными механическими свойствами (табл. 8.1). Химический состав не указывается.

Ст5	380	210	20
	490		
Примечание. Механические свойства введены для спокойных сталей В сталях Ст1кп — Ст4кп ($\sigma_{\text{т}}$ (на 10 МПа) и $\sigma_{\text{т}}$ (на 10 МПа) и δ (на 1%) для полуспокойных сталей			

Из таблицы следуют, что с увеличением номера марки прочность и снижается.

Стали группы А поставляют в катаном состоянии, независимо от назначения, в том числе в виде поковок, которые не требуют дополнительной обработки. Стали группы А сохраняют исходные механические свойства, не требуют дополнительной обработки.

Стали группы Б поставляют в катаном состоянии, независимо от назначения, в том числе в виде поковок, которые не требуют дополнительной обработки. Стали группы Б сохраняют исходные механические свойства, не требуют дополнительной обработки. Стали группы В поставляют в катаном состоянии, независимо от назначения, в том числе в виде поковок, которые не требуют дополнительной обработки. Стали группы В сохраняют исходные механические свойства, не требуют дополнительной обработки.

Стали группы В поставляют в катаном состоянии, независимо от назначения, в том числе в виде поковок, которые не требуют дополнительной обработки. Стали группы В сохраняют исходные механические свойства, не требуют дополнительной обработки.

лициево ограничено 0,17%.

ТАБЛИЦА 8.3. Свойства углеродистых качественных сталей (ГОСТ 1050-74)

Сталь	Массовая доля углерода, %	Свойства после нормализации					НВ (после отжига)	КСУ, МДж/м ²
		σ _в	σ _{0,2}	δ	ψ	НВ		
08	0,05—0,12	320	200	33	60	1310	—	—
10	0,07—0,14	340	210	31	55	1430	—	—
15	0,12—0,19	380	230	27	55	1490	—	—
20	0,17—0,24	420	250	25	55	1630	—	—
25	0,22—0,3	460	280	23	50	1700	—	0,9
30	0,27—0,35	500	300	21	50	1790	—	0,8
35	0,32—0,4	540	320	20	45	2070	—	0,7
40	0,37—0,45	580	340	19	45	2170	1870	0,6
45	0,42—0,5	610	360	16	40	2290	1970	0,5
50	0,47—0,55	640	380	14	40	2410	2070	0,4
55	0,52—0,6	660	390	13	35	2550	2170	—
60	0,57—0,65	690	410	12	35	2550	2290	—
65	0,62—0,7	710	420	10	30	2550	2290	—
70	0,67—0,75	730	430	9	30	2690	2290	—
75	0,72—0,8	1100	900	7	30	2850	2410	—
80	0,77—0,85	1100	950	6	30	2850	2410	—
85	0,82—0,9	1150	1000	6	30	3020	2550	—

0,035% P; 0,25% Ni; 0,08% As.

2. Нормы механических свойств для сталей, поставляемых в виде стальных заготовок до 80 мм.

3. Механические свойства гарантируются по отпуску при температуре 600 °С.

4. Ударная вязкость определяется после улучшения при температуре отпуска при температуре 600 °С.

5. Здесь и далее твердость по Бринеллю.

В соответствии с требованиями стандарта качественные стали поставляются в виде слитков, блюма, сортового проката, в том числе в виде стальных заготовок без термической обработки. Механические свойства, указанные в таблице, относятся к стали после нормализации. Если же по требованию заказчика требуется закалка и отпуск, то механические свойства после термической обработки определяются по таблице 8.4. Качественные стали также могут поставляться в виде стальных заготовок, прошедших термическую обработку — отжиг и нормализацию.

Качественные стали могут применяться в зависимости от требований к механическим свойствам и термической обработке в виде различных механических свойств.

Низкоуглеродистые качественные стали подразделяются на следующие группы:

1. Стали 05, 08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, 65, 70, 75, 80, 85, 90, 95, 100, 105, 110, 115, 120, 125, 130, 135, 140, 145, 150, 155, 160, 165, 170, 175, 180, 185, 190, 195, 200, 205, 210, 215, 220, 225, 230, 235, 240, 245, 250, 255, 260, 265, 270, 275, 280, 285, 290, 295, 300, 305, 310, 315, 320, 325, 330, 335, 340, 345, 350, 355, 360, 365, 370, 375, 380, 385, 390, 395, 400, 405, 410, 415, 420, 425, 430, 435, 440, 445, 450, 455, 460, 465, 470, 475, 480, 485, 490, 495, 500, 505, 510, 515, 520, 525, 530, 535, 540, 545, 550, 555, 560, 565, 570, 575, 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615, 620, 625, 630, 635, 640, 645, 650, 655, 660, 665, 670, 675, 680, 685, 690, 695, 700, 705, 710, 715, 720, 725, 730, 735, 740, 745, 750, 755, 760, 765, 770, 775, 780, 785, 790, 795, 800, 805, 810, 815, 820, 825, 830, 835, 840, 845, 850, 855, 860, 865, 870, 875, 880, 885, 890, 895, 900, 905, 910, 915, 920, 925, 930, 935, 940, 945, 950, 955, 960, 965, 970, 975, 980, 985, 990, 995, 1000, 1005, 1010, 1015, 1020, 1025, 1030, 1035, 1040, 1045, 1050, 1055, 1060, 1065, 1070, 1075, 1080, 1085, 1090, 1095, 1100, 1105, 1110, 1115, 1120, 1125, 1130, 1135, 1140, 1145, 1150, 1155, 1160, 1165, 1170, 1175, 1180, 1185, 1190, 1195, 1200, 1205, 1210, 1215, 1220, 1225, 1230, 1235, 1240, 1245, 1250, 1255, 1260, 1265, 1270, 1275, 1280, 1285, 1290, 1295, 1300, 1305, 1310, 1315, 1320, 1325, 1330, 1335, 1340, 1345, 1350, 1355, 1360, 1365, 1370, 1375, 1380, 1385, 1390, 1395, 1400, 1405, 1410, 1415, 1420, 1425, 1430, 1435, 1440, 1445, 1450, 1455, 1460, 1465, 1470, 1475, 1480, 1485, 1490, 1495, 1500, 1505, 1510, 1515, 1520, 1525, 1530, 1535, 1540, 1545, 1550, 1555, 1560, 1565, 1570, 1575, 1580, 1585, 1590, 1595, 1600, 1605, 1610, 1615, 1620, 1625, 1630, 1635, 1640, 1645, 1650, 1655, 1660, 1665, 1670, 1675, 1680, 1685, 1690, 1695, 1700, 1705, 1710, 1715, 1720, 1725, 1730, 1735, 1740, 1745, 1750, 1755, 1760, 1765, 1770, 1775, 1780, 1785, 1790, 1795, 1800, 1805, 1810, 1815, 1820, 1825, 1830, 1835, 1840, 1845, 1850, 1855, 1860, 1865, 1870, 1875, 1880, 1885, 1890, 1895, 1900, 1905, 1910, 1915, 1920, 1925, 1930, 1935, 1940, 1945, 1950, 1955, 1960, 1965, 1970, 1975, 1980, 1985, 1990, 1995, 2000, 2005, 2010, 2015, 2020, 2025, 2030, 2035, 2040, 2045, 2050, 2055, 2060, 2065, 2070, 2075, 2080, 2085, 2090, 2095, 2100, 2105, 2110, 2115, 2120, 2125, 2130, 2135, 2140, 2145, 2150, 2155, 2160, 2165, 2170, 2175, 2180, 2185, 2190, 2195, 2200, 2205, 2210, 2215, 2220, 2225, 2230, 2235, 2240, 2245, 2250, 2255, 2260, 2265, 2270, 2275, 2280, 2285, 2290, 2295, 2300, 2305, 2310, 2315, 2320, 2325, 2330, 2335, 2340, 2345, 2350, 2355, 2360, 2365, 2370, 2375, 2380, 2385, 2390, 2395, 2400, 2405, 2410, 2415, 2420, 2425, 2430, 2435, 2440, 2445, 2450, 2455, 2460, 2465, 2470, 2475, 2480, 2485, 2490, 2495, 2500, 2505, 2510, 2515, 2520, 2525, 2530, 2535, 2540, 2545, 2550, 2555, 2560, 2565, 2570, 2575, 2580, 2585, 2590, 2595, 2600, 2605, 2610, 2615, 2620, 2625, 2630, 2635, 2640, 2645, 2650, 2655, 2660, 2665, 2670, 2675, 2680, 2685, 2690, 2695, 2700, 2705, 2710, 2715, 2720, 2725, 2730, 2735, 2740, 2745, 2750, 2755, 2760, 2765, 2770, 2775, 2780, 2785, 2790, 2795, 2800, 2805, 2810, 2815, 2820, 2825, 2830, 2835, 2840, 2845, 2850, 2855, 2860, 2865, 2870, 2875, 2880, 2885, 2890, 2895, 2900, 2905, 2910, 2915, 2920, 2925, 2930, 2935, 2940, 2945, 2950, 2955, 2960, 2965, 2970, 2975, 2980, 2985, 2990, 2995, 3000, 3005, 3010, 3015, 3020, 3025, 3030, 3035, 3040, 3045, 3050, 3055, 3060, 3065, 3070, 3075, 3080, 3085, 3090, 3095, 3100, 3105, 3110, 3115, 3120, 3125, 3130, 3135, 3140, 3145, 3150, 3155, 3160, 3165, 3170, 3175, 3180, 3185, 3190, 3195, 3200, 3205, 3210, 3215, 3220, 3225, 3230, 3235, 3240, 3245, 3250, 3255, 3260, 3265, 3270, 3275, 3280, 3285, 3290, 3295, 3300, 3305, 3310, 3315, 3320, 3325, 3330, 3335, 3340, 3345, 3350, 3355, 3360, 3365, 3370, 3375, 3380, 3385, 3390, 3395, 3400, 3405, 3410, 3415, 3420, 3425, 3430, 3435, 3440, 3445, 3450, 3455, 3460, 3465, 3470, 3475, 3480, 3485, 3490, 3495, 3500, 3505, 3510, 3515, 3520, 3525, 3530, 3535, 3540, 3545, 3550, 3555, 3560, 3565, 3570, 3575, 3580, 3585, 3590, 3595, 3600, 3605, 3610, 3615, 3620, 3625, 3630, 3635, 3640, 3645, 3650, 3655, 3660, 3665, 3670, 3675, 3680, 3685, 3690, 3695, 3700, 3705, 3710, 3715, 3720, 3725, 3730, 3735, 3740, 3745, 3750, 3755, 3760, 3765, 3770, 3775, 3780, 3785, 3790, 3795, 3800, 3805, 3810, 3815, 3820, 3825, 3830, 3835, 3840, 3845, 3850, 3855, 3860, 3865, 3870, 3875, 3880, 3885, 3890, 3895, 3900, 3905, 3910, 3915, 3920, 3925, 3930, 3935, 3940, 3945, 3950, 3955, 3960, 3965, 3970, 3975, 3980, 3985, 3990, 3995, 4000, 4005, 4010, 4015, 4020, 4025, 4030, 4035, 4040, 4045, 4050, 4055, 4060, 4065, 4070, 4075, 4080, 4085, 4090, 4095, 4100, 4105, 4110, 4115, 4120, 4125, 4130, 4135, 4140, 4145, 4150, 4155, 4160, 4165, 4170, 4175, 4180, 4185, 4190, 4195, 4200, 4205, 4210, 4215, 4220, 4225, 4230, 4235, 4240, 4245, 4250, 4255, 4260, 4265, 4270, 4275, 4280, 4285, 4290, 4295, 4300, 4305, 4310, 4315, 4320, 4325, 4330, 4335, 4340, 4345, 4350, 4355, 4360, 4365, 4370, 4375, 4380, 4385, 4390, 4395, 4400, 4405, 4410, 4415, 4420, 4425, 4430, 4435, 4440, 4445, 4450, 4455, 4460, 4465, 4470, 4475, 4480, 4485, 4490, 4495, 4500, 4505, 4510, 4515, 4520, 4525, 4530, 4535, 4540, 4545, 4550, 4555, 4560, 4565, 4570, 4575, 4580, 4585, 4590, 4595, 4600, 4605, 4610, 4615, 4620, 4625, 4630, 4635, 4640, 4645, 4650, 4655, 4660, 4665, 4670, 4675, 4680, 4685, 4690, 4695, 4700, 4705, 4710, 4715, 4720, 4725, 4730, 4735, 4740, 4745, 4750, 4755, 4760, 4765, 4770, 4775, 4780, 4785, 4790, 4795, 4800, 4805, 4810, 4815, 4820, 4825, 4830, 4835, 4840, 4845, 4850, 4855, 4860, 4865, 4870, 4875, 4880, 4885, 4890, 4895, 4900, 4905, 4910, 4915, 4920, 4925, 4930, 4935, 4940, 4945, 4950, 4955, 4960, 4965, 4970, 4975, 4980, 4985, 4990, 4995, 5000, 5005, 5010, 5015, 5020, 5025, 5030, 5035, 5040, 5045, 5050, 5055, 5060, 5065, 5070, 5075, 5080, 5085, 5090, 5095, 5100, 5105, 5110, 5115, 5120, 5125, 5130, 5135, 5140, 5145, 5150, 5155, 5160, 5165, 5170, 5175, 5180, 5185, 5190, 5195, 5200, 5205, 5210, 5215, 5220, 5225, 5230, 5235, 5240, 5245, 5250, 5255, 5260, 5265, 5270, 5275, 5280, 5285, 5290, 5295, 5300, 5305, 5310, 5315, 5320, 5325, 5330, 5335, 5340, 5345, 5350, 5355, 5360, 5365, 5370, 5375, 5380, 5385, 5390, 5395, 5400, 5405, 5410, 5415, 5420, 5425, 5430, 5435, 5440, 5445, 5450, 5455, 5460, 5465, 5470, 5475, 5480, 5485, 5490, 5495, 5500, 5505, 5510, 5515, 5520, 5525, 5530, 5535, 5540, 5545, 5550, 5555, 5560, 5565, 5570, 5575, 5580, 5585, 5590, 5595, 5600, 5605, 5610, 5615, 5620, 5625, 5630, 5635, 5640, 5645, 5650, 5655, 5660, 5665, 5670, 5675, 5680, 5685, 5690, 5695, 5700, 5705, 5710, 5715, 5720, 5725, 5730, 5735, 5740, 5745, 5750, 5755, 5760, 5765, 5770, 5775, 5780, 5785, 5790, 5795, 5800, 5805, 5810, 5815, 5820, 5825, 5830, 5835, 5840, 5845, 5850, 5855, 5860, 5865, 5870, 5875, 5880, 5885, 5890, 5895, 5900, 5905, 5910, 5915, 5920, 5925, 5930, 5935, 5940, 5945, 5950, 5955, 5960, 5965, 5970, 5975, 5980, 5985, 5990, 5995, 6000, 6005, 6010, 6015, 6020, 6025, 6030, 6035, 6040, 6045, 6050, 6055, 6060, 6065, 6070, 6075, 6080, 6085, 6090, 6095, 6100, 6105, 6110, 6115, 6120, 6125, 6130, 6135, 6140, 6145, 6150, 6155, 6160, 6165, 6170, 6175, 6180, 6185, 6190, 6195, 6200, 6205, 6210, 6215, 6220, 6225, 6230, 6235, 6240, 6245, 6250, 6255, 6260, 6265, 6270, 6275, 6280, 6285, 6290, 6295, 6300, 6305, 6310, 6315, 6320, 6325, 6330, 6335, 6340, 6345, 6350, 6355, 6360, 6365, 6370, 6375, 6380, 6385, 6390, 6395, 6400, 6405, 6410, 6415, 6420, 6425, 6430, 6435, 6440, 6445, 6450, 6455, 6460, 6465, 6470, 6475, 6480, 6485, 6490, 6495, 6500, 6505, 6510, 6515, 6520, 6525, 6530, 6535, 6540, 6545, 6550, 6555, 6560, 6565, 6570, 6575, 6580, 6585, 6590, 6595, 6600, 6605, 6610, 6615, 6620, 6625, 6630, 6635, 6640, 6645, 6650, 6655, 6660, 6665, 6670, 6675, 6680, 6685, 6690, 6695, 6700, 6705, 6710, 6715, 6720, 6725, 6730, 6735, 6740, 6745, 6750, 6755, 6760, 6765, 6770, 6775, 6780, 6785, 6790, 6795, 6800, 6805, 6810, 6815, 6820, 6825, 6830, 6835, 6840, 6845, 6850, 6855, 6860, 6865, 6870, 6875, 6880, 6885, 6890, 6895, 6900, 6905, 6910, 6915, 6920, 6925, 6930, 6935, 6940, 6945, 6950, 6955, 6960, 6965, 6970, 6975, 6980, 6985, 6990, 6995, 7000, 7005, 7010, 7015, 7020, 7025, 7030, 7035, 7040, 7045, 7050, 7055, 7060, 7065, 7070, 7075, 7080, 7085, 7090, 7095, 7100, 7105, 7110, 7115, 7120, 7125, 7130, 7135, 7140, 7145, 7150, 7155, 7160, 7165, 7170, 7175, 7180, 7185, 7190, 7195, 7200, 7205, 7210, 7215, 7220, 7225, 7230, 7235, 7240, 7245, 7250, 7255, 7260, 7265, 7270, 7275, 7280, 7285, 7290, 7295, 7300, 7305, 7310, 7315, 7320, 7325, 7330, 7335, 7340, 7345, 7350, 7355, 7360, 7365, 7370, 7375, 7380, 7385, 7390, 7395, 7400, 7405, 7410, 7415, 7420, 7425, 7430, 7435, 7440, 7445, 7450, 7455, 7460, 7465, 7470, 7475, 7480, 7485, 7490, 7495, 7500, 7505, 7510, 7515, 7520, 7525, 7530, 7535, 7540, 7545, 7550, 7555, 7560, 7565, 7570, 7575, 7580, 7585, 7590, 7595, 7600, 7605, 7610, 7615, 7620, 7625, 7630, 7635, 7640, 7645, 7650, 7655, 7660, 7665, 7670, 7675, 7680, 7685, 7690, 7695, 7700, 7705, 7710, 7715, 7720, 7725, 7730, 7735, 7740, 7745, 7750, 7755, 7760, 7765, 7770, 7775, 7780, 7785, 7790, 7795, 7800, 7805, 7810, 7815, 7820, 7825, 7830, 7835, 7840, 7845, 7850, 7855, 7860, 7865, 7870, 7875, 7880, 7885, 7890, 7895, 7900, 7905, 7910, 7915, 7920, 7925, 7930, 7935, 7940, 7945, 7950, 7955, 7960, 7965, 7970, 7975, 7980, 7985, 7990, 7995, 8000, 8005, 8010, 8015, 8020, 8025, 8030, 8035, 8040, 8045, 8050, 8055, 8060, 8065, 8070, 8075, 8080, 8085, 8090, 8095, 8100, 8105, 8110, 8115, 8120, 8125, 8130, 8135, 8140, 8145, 8150, 8155, 8160, 8165, 8170, 8175, 8180, 8185, 8190, 8195, 8200, 8205, 8210, 8215, 8220, 8225, 8230, 8235, 8240, 8245, 8250, 8255, 8260, 8265, 8270, 8275, 8280, 8285, 8290, 8295, 8300, 8305, 8310, 8315, 8320, 8325, 8330, 8335, 8340, 8345, 8350, 8355, 8360, 8365, 8370, 8375, 8380, 8385, 8390, 8395, 8400, 8405, 8410, 8415, 8420, 8425, 8430, 8435, 8440, 8445, 8450, 8455, 8460, 8465, 8470, 8475, 8480, 8485, 8490, 8495, 8500, 8505, 8510, 8515, 8520, 8525, 8530, 8535, 8540, 8545, 8550, 8555, 8560, 8565, 8570, 8575, 8580, 8585, 8590, 8595, 8600,

холодной штамповки различных изделий (см. п. 9.2). Без термической обработки в горячекатаном состоянии их используют для шайб, прокладок, кожухов и других деталей, изготавливаемых холодной деформацией и сваркой.

2. Стали 15, 20, 25—цементуемые, предназначены для деталей небольшого размера (кулачки, толкатели, малонагруженные шестерни и т. п.), от которых требуется твердая, износостойкая поверхность и вязкая сердцевина. Поверхностный слой после цементации упрочняют закалкой в воде в сочетании с низким отпуском. Сердцевина из-за низкой прокаливаемости упрочняется слабо.

Эти стали применяют также горячекатаными и после нормализации. Они пластичны, хорошо штампуются и свариваются; применяются для изготовления деталей машин и приборов невысокой прочности (крепежные детали, втулки, штуцеры и т. п.), а также для деталей котлотурбостроения (трубы перегревателей, змеевики), работающих под давлением при температуре от -40 до 425°C .

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50, 55 отличаются большей прочностью, но меньшей пластичностью, чем низкоуглеродистые (см. табл. 8.3). Их применяют после улучшения, нормализации и поверхностной закалки. В улучшенном состоянии—после закалки и высокого отпуска на структуру сорбита—достигаются высокая вязкость,

пластичность (рис. 8.1). В процессе изготовления, малая чувствительность к деформации, тротаторам напряженности, сечения деталей износостойкости механических свойств снижаются (рис. 8.2). При применении стали для изготовления деталей небольшого размера, способность к деформации, сопротивлением усталости, валы малонагруженные, зубчатые колеса и т. п.). При этом прочность деталей зависит от условий эксплуатации и требований к прочности деталей, работающих в условиях сжатия (например, в условиях однородности свойств сечению и, как следствие, прокаливаемости. Размещение таких нагруженных элементов составляет 12 мм. Для деталей и т. п.), испытываемых в условиях напряжения изгиба, которые максимальные, толщина упрочненного слоя должна быть не менее 1 мм. Если детали. Возможности сечения таких

Для изготовления деталей, работающих в условиях ударных и контактных нагрузок, используют стали 40, 45, после нормализации и поверхностной закалки индукционной закалкой тех мест, которые требуют высокую твердость пове-

и т. п.).

Индукционной закалкой с нагревом ТВЧ упрочняют также поверхность длинных валов, ходовых винтов станков (рис. 8.7) и других деталей, для которых важно ограничить деформации при термической обработке.

Стали с высокой концентрацией углерода (60, 65, 70, 75, 80, 85), а также с увеличенным содержанием марганца (60Г, 65Г и 70Г) преимущественно применяют в качестве рессорно-пружинных. Их подвергают закалке и среднему отпуску на структуру троостита для получения высоких упругих и прочностных свойств ($\sigma_{\text{в}} > 800$ МПа). Стали используют для силовых упругих элементов — плоских и круглых пружин, рессор, упругих колец и других деталей пружинного типа.

В нормализованном состоянии стали применяют для прокатных валков, шпинделей станков и других крупных деталей.

8.4. Легированные стали

Маркировка легированных сталей. 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, ванадий — Ф, алюминий — Ю, медь — Д, ниобий — Б, бор — Р, кобальт — К. Цифра, стоящая после буквы, указывает на примерное содержание легирующего эле-

Некоторые гру дополнительные шарикоподшипники наются с буквы Э, А.

Нестандартные выплавляемые за маркируют сочет тросталь исслед (П — пробная) и (например, ЭИ415 промышленного значение заменяющую примерный

Влияние легиру ханические свой щие элементы в конструкционной гированные стал ственными, высо особовысококачест няют после закал ку в отожженно механическим сво отличаются от уг

Улучшение м обусловлено влия ментов на свойс ность карбидной

¹ Такой же принцип инструментальных стал в начале марки стоит содержание углерода. При содержании в них цифру опускают. Например, если содержится более 1% С, ~

должно быть рациональным. После достижения необходимой прокаливаемости избыточное легирование (за исключением никеля) снижает трещиностойкость и облегчает хрупкое разрушение.

Хром вводят в количестве до 2%. Он растворяется в феррите и цементите, оказывая благоприятное влияние на механические свойства стали, что предопределило его широкое применение в конструкционных сталях.

Никель — наиболее ценный и в то же время наиболее дефицитный легирующий элемент. Его вводят в количестве от 1 до 5%.

Марганец вводят в количестве до 1,5% и используют нередко как заместитель никеля. Он заметно повышает предел текучести стали, однако делает сталь чувствительной к перегреву, поэтому для измельчения зерна вместе с ним вводят карбидообразующие элементы.

Кремний — некарбидообразующий элемент, количество которого ограничивают 2%. Кремний сильно повышает предел текучести, несколько затрудняет разупрочнение стали при отпуске; снижает вязкость и повышает порог хладноломкости при содержании свыше 1%.

Молибден и вольфрам — дорогие и остродефицитные карбидообразующие элементы, которые большей частью растворяются в цементите. Основная цель введения 0,2–0,4% Мо и 0,8–1,2% W — уменьшение склонности к отпускной хрупкости второго рода, улучшение

при нагреве карбиды снижают, предполагая по гра ствуют хрупкому

Бор вводят (0,002–0,005%) для ваемости. Микроли вивалентно введен 0,2% Мо.

Легируемые ст вышенной статич сталей нормально чности наибольше но- и приборостр углеродистые (це м глеродистые (улуч жающие, как прави 5% легирующих э

Низкоуглеродист рованные стали (т в состоянии наиб т. е. после закалки структурой (в зав стали) низкоуглер или бейнита. Повы свойства этих стру рошей пластичи малой чувствител и высоким сопро вязкой трещины.

Функциональное углеродистых стал троцементуемые) д са, кулачки и в условиях трени поверхности углер кого отпуска низ

Среднеуглеродистые стали

40X	0,36—0,44	—	—	0,8—1,1	—
40XГТР	0,38—0,45	0,7—1	—	0,8—1,1	—
30XГСА	0,28—0,34	0,8—1,1	0,9—1,2	0,8—1,1	—
40XНМА	0,37—0,44	—	—	0,6—0,9	1,25—1,65
38XНЗМФА	0,33—0,4	—	—	1,2—1,5	3—3,5
38X2МЮА	0,35—0,42	—	—	1,35—1,65	—

Примечания: 1. Концентрация марганца и кремния как постоянная.
2. Сера и фосфор находятся в пределах норм для качественных и высококачественных сталей.

наряду с твердой поверхностью (*HRC* 58–63) имеют достаточно прочную и вязкую сердцевину, устойчивую к воздействию циклических и ударных нагрузок. Работоспособность цементованных деталей зависит от свойств поверхностного слоя и сердцевины. При одинаковых свойствах цементованного слоя (определяются концентрацией в нем углерода) работоспособность деталей повышается по мере увеличения предела текучести и твердости сердцевины. При недостаточном уровне этих свойств под цементованным слоем происходит пластическая деформация, которая вызывает его преждевременное разрушение.

Благоприятное сочетание прочности, пластичности и вязкости, а также высокая хладостойкость (порог хладноломкости лежит в области отрицательных температур) обуславливают применение низкоуглеродистых сталей и без поверхностного упрочнения. Механические

свойства низкоуглеродистых сталей с твердой поверхностью приведены в табл. 8.5. Механические свойства делены после двойной закалки.

ТАБЛИЦА 8.5. Режимы закалки и механические свойства сталей

Сталь	Температура закалки, °C		Свойства
	закалки		
	I	II	
15X	880	770—820	1
15XФ	880	760—810	1
30XГТ	880	850	2
25XГМ	860	—	2
12XНЗА	860	760—810	1
12X2Н4А	860	760—800	1
18X2Н4МА	950	860	2

Для уменьшения коробления их закаливают не в воде, а в масле. В результате они приобретают структуру троостита или бейнита и упрочняются несколько меньше (см. табл. 8.5). Стали этой группы применяют для небольших деталей (сечением не более 25 мм), работающих при средних нагрузках.

К группе сталей повышенной прочности относятся комплексно-легированные, а также экономно-легированные стали с повышенным содержанием углерода (0,25–0,30%).

Хромоникелевые стали 12ХН3А, 20ХН3А, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А применяют для крупных деталей ответственного назначения. После закалки в масле эти стали в сечениях до 100 мм имеют структуру низкоуглеродистого мартенсита в смеси с нижним бейнитом, которая обеспечивает сочетание высокой прочности и вязкости.

Хромоникельмолибденовая (вольфрамовая) сталь 18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА) наиболее высоколегирована и имеет высокие механические и эксплуатационные свойства.

В этой стали отсутствует перлитное превращение, а температурный интервал бейнитного превращения практически сливается с мартенситным, поэтому при любом, даже очень медленном охлаждении получается структура мартенсита (или смеси мартенсита и бейнита). Отжиг для нее неприменим. В качестве смягчающей операции проводят высокий отпуск на сорбит.

Рис. 8.9. Влияние ...
механические свойства

Сталь 18Х2Н4А ...
тенситному классу ...
духе и прокаливаем ...
бом сечении. ...
крупных деталей ...
го назначения. ...
(18Х2Н4ВА) из-за ...
на (вольфрама) ...
при отпуске (рис ...
также в улучшен ...
больших статическ ...
ках.

Недостатками ...
сталей, содержащ ...
высокая стоимость ...
химико-термическ ...
сутствии легирую ...
 M_k для высокоуг ...
ванного слоя см ...
ниже 0°C, поэтом ...
сохраняется до 60 ...
нита. Стали необ ...
холодом для того ...
вращение остаточ ...
тенсит и обеспечи ...
поверхности.

Хромомарганце ...
(18ХГТ, 30ХГТ) и ...
относятся к эк ...
и предназначены ...
келевых сталей. В ...
держат марганец

рукции, детали рулевого управления. Хромоникелевые стали 40ХН, 45ХН, 50ХН обеспечивают высокий комплекс механических свойств в деталях сечением 40—50 мм. Из-за присутствия никеля эти стали, в отличие от хромистых, имеют более высокий температурный запас вязкости и меньшую склонность к хрупкому разрушению.

Хромоникельмолибденовые (вольфрамовые) стали 40ХНМА, 38ХНЗМА, 38ХНЗМФА, а также 18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА) относятся к глубокопрокаливающимся сталям, предназначенным для деталей с поперечным сечением 100 мм и более. Их комплексное легирование обусловлено тем, что применение чисто хромоникелевых сталей нецелесообразно, так как они имеют сильно выраженную склонность к отпускной хрупкости. Для ее устранения в деталях большого сечения недостаточно быстрого охлаждения от температуры высокого отпуска. Поэтому хромоникелевые стали легируют молибденом (вольфрамом).

Стали относятся к мартенситному классу, закаляются на воздухе, обладают малой склонностью к хрупкому разрушению, хорошо работают при динамических нагрузках и в условиях пониженных температур. Кроме того, стали слабо разупрочняются при нагреве и могут применяться при температурах до 300—400 °С. Они предназначены для деталей наиболее ответственного назначения (валы и роторы турбин,

кую чувствительность к рамам напряжений и надежны.

Развитие техники машиностроения к применению высокопрочных сталей ($\sigma_{в} > 150$ МПа) требует для них жестких требований к свойствам. Для сталей с пределом текучести $\sigma_{0,2} > 150$ МПа необходим оптимизированный режим отпуска (минимальная температура отпуска $KCU = 0,2$ МПа). Расчет рабочих напряжений для этих сталей необходим по значению $\sigma_{0,2}$, а не по пределу текучести. При проектировании деталей с таким уровнем прочности необходимо строгое соблюдение определенных критериев при конструировании и технологии обработки и проектировании конструктивных элементов. При изготовлении на поверхности деталей необходимо избегать дефектов, обеспечивать высокую поверхность.

Высокопрочные стали с достаточной вязкостью и устойчивостью к хрупкому разрушению получают при использовании легированных углеродистых композиций. Для сталей после низкотемпературной обработки механической обработки с последующим старением в виде высокопрочных сталей с высоким содержанием углерода и хрома.

Среднеуглеродистые стали с низким содержанием углерода и хрома, легированные низколегированными элементами.

содержание мелкого зерна, обязательного для высокопрочного состояния, повышение металлургического качества металла.

Повышение вязкости достигается прежде всего легированием никелем (1,5–3%). Чем больше его количество, тем ниже порог хладноломкости и больше допустимый уровень прочности. Вместе с ним вводят небольшое количество кремния, молибдена, вольфрама, ванадия. Эти элементы, затрудняя разупрочнение мартенсита при отпуске, позволяют несколько повысить температуру отпуска и тем самым полнее снять закалочные напряжения. Карбидообразующие элементы необходимы также для получения мелкого зерна. Хром и марганец вводят для обеспечения нужной прокаливаемости.

К распространенным высокопрочным сталям относятся стали 30ХГСНА, 40ХГСНЗВА, 40ХН2СМА, 30Х2ГСН2ВМ, 30Х5МСФА. Характерные механические свойства двух сталей, определенные на образцах с трещиной и без нее, приведены в табл. 8.7. В самолетостроении широко применяют сталь 30ХГСНА, которая представляет собой хромансиль, улучшенную введением 1,6% Ni. Ее используют для силовых сварных конструкций, деталей фюзеляжа, шасси и т. п. При временном сопротивлении до 1650 МПа сталь подвергают изотермической закалке, поскольку по сравнению с низкоотпущенным состоянием она обеспечивает меньшую чувстви-

900 °С и низкого отпуска
патель — после изотерми

ность к надрезам и
противление разруш

*Среднеуглеродистые
ленные термомехан*
Термомеханическая
совмещает два меха
пластическую дефор
закалку — в единый т
цесс. Такое комбини
вие применительно
тым легированным
40ХН, 40ХНМА, 38Х
обеспечивает высок
образцах небольшо
= 2000 ÷ 2800 МПа
запасе пластичности

В зависимости от
ции аустенита — выш
туры рекристалл
соответственно вы
(ВТМО) и н
(НТМО) термомехан

При ВТМО (рис.
мируют при темпер
ратуры A_3 и неме
с тем, чтобы не доп
кристаллизации аус
(рис. 8.10, б) дефор
в области повыше
аустенита (400–600
ция при этих темпер
дит, однако необход
зования бейнитных

повышается весь комплекс механических свойств и особенно пластичность и вязкость, что наиболее важно для высокопрочного состояния. По сравнению с обычной обработкой прирост прочности при ТМО составляет 200–500 МПа, т. е. 10–20%. Характеристики пластичности и вязкости повышаются в 1,5–2 раза.

Улучшение комплекса механических свойств обусловлено формированием специфического структурного состояния. Деформация создает в аустените высокую плотность дислокаций, образующих из-за процесса полигонизации устойчивую ячеистую субструктуру, которая наследуется мартенситом при закалке. При этом субграницы тормозят движение дислокаций и локализуют деформацию внутри зерна; в результате прочность повышается. В то же время субграницы ведут себя как полупроницаемые барьеры. Они допускают прорыв дислокаций, их передачу из мест скопления в соседние субзерна. Это вызывает пластическую релаксацию локальных напряжений и служит причиной повышенных пластичности и вязкости.

Наибольшее упрочнение ($\sigma_B \leq 2800$ МПа) достигается при НТМО. Однако ее проведение технологически более сложно, чем ВТМО. Она требует мощных деформирующих средств, так как для получения высокой прочности необходимы большие степени обжатия (50–90%), а аустенит в области температур 400–600°C не столь пластичен. Ее

лента, прутки). Кроме годна для легирования шой устойчивостью аустенита.

ВТМО обеспечивает упрочнение¹ ($\sigma_B \leq 2$ высокие пластичность уменьшает также трещине (K_{1c} возрастает снижает порог хладноломкости повышает сопротивление разупрочнению связано с устойчивостью дислокационных структур особенно эффективна для вакуумированного металла. ВТМО более технологична, чем НТМО, аустенит выше точки закалки. При деформации достигаются большие степени обжатия, упрочнение достигает 20–40%. Для любых конструкций.

Область ВТМО обратимости эффекта состоит в том, что после ВТМО, наследуемой закалки. Это позволяет определять свойства в стальные полуфабрикаты, листы и трубы. ВТМО на металлургии.

Улучшить свойства дисковых легированных

¹ Это обусловлено тем, что при температуре трудно избежать разупрочнения аустенита.

лов, превосходящих по конструкционной прочности и технологичности рассмотренные выше среднеуглеродистые стали.

Их основа – безуглеродистые ($\leq 0,03\%$ C) сплавы железа с содержанием 8–25% Ni, легированные Co, Mo, Ti, Al, Cr и другими элементами (табл. 8.8).

Высокая прочность этих сталей достигается совмещением двух механизмов упрочнения: мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и старения мартенсита. Небольшой вклад вносит также легирование твердого раствора.

Никель стабилизирует γ -твердый раствор, сильно снижая температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (см. рис. 3.20), которое даже при невысоких скоростях охлаждения протекает по мартенситному механизму.

Мартенситно-старяющие стали закалывают от 800–860°C на воздухе. При нагреве легирующие элементы Ti, V, Al, Cu, Mo, обладающие ограниченной

нению при холодном старении позволяет достигать с большими степенями

Основное упрочнение при старении (480–520°C) выделяются мартенситы вторичных фаз Fe₂Mo, Ni₃Mo и др. связанные с матрицей. Упрочнение при старении – меньшее – Cu и Mo. Предел текучести старящихся сталей выше предела текучести (стали с высоким, чем у обычных сплавов, пределом упругости МПа), низкий порог

При прочности старящихся сталей разрушение происходит при меньшем сопротивлении распротеканию. У них невелико (К_{1с}) Малая чувствительность к высокому сопротивлению обеспечивает конструкционную проч

ТАБЛИЦА 8.8. Свойства мартенситно-старяющихся сталей

Сталь	Массовая доля легирующих элементов, %	Механические свойства				
		σ_B	$\sigma_{0,2}$	K_{1c}	δ	
		МПа		МПа \times м ^{1/2}	%	
03Н18К9М5Т	18 Ni; 9 Co; 5 Mo; 0,9 Ti	2100	1900	75–85	8	
03Н12К15М10	12 Ni; 15 Co; 10 Mo	2500	2400	—	6	
03Х11Н10М2Т	10 Cr; 11 Ni; 2 Mo; 0,9 Ti; 0,2 Al	1600	1550	90–105	8	

несмотря на высокую стоимость, применяются для наиболее ответственных деталей в авиации, ракетной технике, судостроении и как пружинный материал в приборостроении.

Метастабильные аустенитные стали (трипстали) — новый класс высокопрочных материалов повышенной пластичности. Они относятся к высоколегированным сталям. Их состав, который ориентировочно может быть выражен марками 25Н25М4Г, 30Х9Н8М4Г2С2, подобран таким образом, чтобы после закалки от температуры 1000–1100 °С они имели устойчивую аустенитную структуру (M_n лежит ниже 0 °С). Аустенитная структура обладает высокой вязкостью, но низким пределом текучести. Для упрочнения стали подвергают специальной тепловой обработке — пластической деформации с большими степенями обжатия (50–80 %) при температуре 400–600 °С, лежащей ниже температуры рекристаллизации. При этом деформационное упрочнение (наклеп) совмещается с карбидным упрочнением, развивающимся в результате деформационного старения. Насыщенная дислокационная структура, создаваемая пластической деформацией, дополнительно стабилизируется выделяющимися дисперсными частицами карбидов. В результате деформационно-термического упрочнения предел текучести повышается до 1800 МПа. При этом сталям свойственны высокая пластичность ($\delta \geq 20\%$) и трещиностойкость. Значения δ и K_{1c}

Рис. 8.11. Вязкость р
ных сталей:

1 — метастабильных ау
но-старееющих; 3 — хро

у этих сталей боль
сокопрочных сталей

Высокая пластич
рушения обусловл
тенситного превра
формирования. Де
тепловой обработк
ся углеродом и лег
ми и становится м
тастабильным). Б
вторная пластичес
зывает превращен
аустенита в мартен
ханизм повышения
кости разрушения
нием» — локальным
нита в участках п
(в том числе и у
трещины). Образ
участках мартенси
няет их настолько
быть слабыми уча
распространяется

Применение ме
нитных сталей о
ностью деформа
упрочнения. Для
формации при низ
буются мощные д
ства. Области при

сталей:

1 — среднеуглеродистых, упрочненных ТМО; 2 — мартенситно-стареющих; 3 — среднеуглеродистых легированных без ТМО; 4 — метастабильных аустенитных

ли авиаконструкций, броневой лист, проволока тросов и др.

Взаимное расположение высокопрочных сталей различных классов по прочности и пластичности представлено на рис. 8.12. Из него видно, что наибольшей прочностью обладают среднеуглеродистые стали после термомеханической обработки, а наибольшей пластичностью при одинаковой прочности — метастабильные аустенитные стали.

Легированные стали с повышенной циклической прочностью. Циклическая прочность стали определяет работоспособность большой группы ответственных деталей машин — валов, осей, шатунов, штоков, валов-шестерен и других. Основой выбора стали для таких деталей служит предел выносливости σ_{-1} . Наряду с σ_{-1} используют и такие параметры статической прочности, как σ_B , $\sigma_{0,2}$ или *НВ*, что объясняется их устойчивой связью с пределом выносливости. При выборе марки стали учитывают также ударную вязкость, сопротивление износу, прокаливаемость.

Изменение предела выносливости стали с ростом ее статической прочности подчиняется сложной зависимости (рис. 8.13).

Развитие трещин усталости идет тем труднее, чем больше пластическая деформация. Трещины полностью релаксируют в зонах пластины трещины. Исходные размеры трещин, упрочнение, сопротивление зарождению трещин при усталости, а повышение сопротивления их развитию с ростом пластичности необходимо для уменьшения чувствительности к дефектам операторам напряжений. В большинстве случаев зарождение трещин происходит таким образом, предел выносливости зависит не только от статической прочности, но и от пластичности.

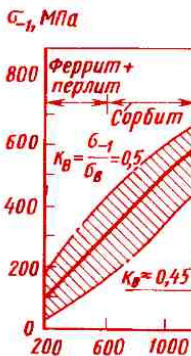


Рис. 8.13. Зависимость предела выносливости при изгибе от статической прочности среднеуглеродистых сталей с разной структурой

38ХНЗМА и др., обрабатываемым на структуру сорбита. В отдельных случаях углеродистые стали из-за низкой прокаливаемости применяют в нормализованном состоянии с ферритно-перлитной структурой.

Для улучшаемых сталей, имеющих невысокую твердость ($HV \leq 3500$), характерны раннее пластическое течение и повреждение тонких (5–10 мкм) поверхностных слоев. Субмикроскопические трещины усталости у них возникают на ранней стадии, составляющей 3–10% от общего времени до разрушения. Остальное время приходится на их развитие.

Характерная особенность улучшаемых сталей – высокая живучесть, обусловленная низкой скоростью роста трещины усталости (СРТУ). Причиной низкой СРТУ, кроме высокой пластичности сталей, является также развитая субструктура ферритной фазы сорбита, которая формируется при высоком отпуске в результате процесса полигонизации.

Дислокации, выстраиваясь в стенки, образуют в феррите малоподвижные субграницы, которые дополнительно блокируются карбидными частицами. При наличии таких внутренних барьеров трещина вынуждена ветвиться, развиваться зигзагообразно, что увеличивает энергию ее образования и время развития. В результате улучшаемые стали на обобщенной диаграмме усталостного разрушения (см. рис. 7.10) имеют

Недостаток улу
невысокий предел
чина которого рас
ния статической п
рис. 8.13). При это
 ≤ 1200 МПа зави
 σ_{-1} сохраняется л
циент выносливос
мальный и достига

Рассчитывать де
сталей по величине
сообразно из-за ни
бочих напряжений
слишком большие
редко расчет веду
пределу выносливо
допустимо, так ка
улучшаемых сталей
менно выявить тре
таль без аварийни
и более низкий п
имеют среднеуглер
ВСт5, 35, 40, 45, 50
меняемые в норм
нии с ферритно-п
(см. рис. 8.13). В
стали используют
стоимости деталей
брационных нагру
риала требуется
щая способность.

Стали повышен
 $= 1300 \div 1500$ МПа
40–50} со структу
рис. 8.13) относятс
ционального назн
жинным сталям. П

до 0,4. Для того чтобы обеспечить более высокую циклическую прочность этих сталей, необходимо уменьшить их чувствительность к концентраторам напряжений.

Твердые ($HRC > 50$) высокопрочные стали с мартенситной структурой обладают особо высокой чувствительностью к концентраторам напряжений, что нейтрализует их основное свойство — высокое сопротивление образованию трещин усталости. По этой причине увеличение их статической прочности не сопровождается повышением выносливости (см. рис. 8.13). Более того, при $\sigma_B > 2000$ МПа начинается снижение σ_{-1} , а коэффициент выносливости уменьшается до 0,3*. Таким образом, потенциальные свойства высокопрочных сталей при циклических нагрузках не реализуются. Особенно сильно это проявляется не в образцах, а в реальных деталях вследствие резкого увеличения эффективного коэффициента концентрации напряжений $(K_{\sigma})_D$ [см. формулу (7.4)]. Его увеличение связано с интенсивным ростом коэффициента K_{σ} по мере повышения статической прочности стали и снижением коэффициентов, характеризующих влияние масштабного фактора ϵ_{σ} и шероховатости поверхности β . Вследствие высоких значений $(K_{\sigma})_D$ несущая способность деталей из

* Высокие значения $k_B \approx 0,5$ при мартенситной структуре могут сохраняться лишь для среднеуглеродистых сталей, упрочненных термомеханической обработкой (штриховая линия на рис. 8.13).

ванием (ППД): обкаткой дробью и другими ванными методами, микро-термическую обработку.

Благоприятное влияние этих методов обусловлено наличием двух факторов — повышением пластичности и выведением поверхностного слоя и остаточных напряжений.

Влияние этих факторов особенно значительно для деталей, работающих на изгиб, кручение и т.д. В этих условиях пружина максимальных напряжений (валы, оси, зубчатые колеса) упрочненный поверхностный слой жесткой оболочки препятствует распространению дислокаций на поверхности, что самым эффективным образом препятствует возникновению повреждений и образованию трещин усталости. Этому способствуют и остаточные напряжения, возникающие при упрочнении. Срабатывая с напряжением, они уменьшают амплитуду остаточных напряжений, что неблагоприятно влияет на долговечность.

Степень влияния остаточных напряжений сжатия растет с увеличением предела текучести материала. В поверхностном слое — той предельной зоне, в которой они могут достигнуть наибольшей величины — этот предел растет не только с увеличением предела текучести, но и с увеличением остаточных напряжений. Поэтому для обеспечения стабильности в процессе эксплуатации

¹ В зубчатых колесах на поверхности зуба.

Эффективность технологических методов количественно оценивается коэффициентом упрочнения $\beta_{упр}$, показывающим, во сколько раз снижается эффективный коэффициент концентрации напряжений $(K_{\sigma})_D$ и увеличивается предел выносливости конкретной детали. Влияние поверхностного упрочнения на $\beta_{упр}$ показано в табл. 8.9.

Из таблицы видно, что эффективность технологических методов тем значительнее, чем острее концентратор напряжений (выше K_{σ}).

ма поверхностного упрочнения руются остаточные напряжения, которые на поверхности достигают 300–600 МПа. Для гладких валов увеличение предела выносливости в 2–3 раза (см. табл. 8.9).

Обладая высокой эффективностью, метод поверхностного упрочнения в то же время мал эффективен для деталей сложной формы, где возможно только местное упрочнение. В местах обрыва напряжений, охватывающего га-

ТАБЛИЦА 8.9. Повышение предела выносливости валов при поверхностном упрочнении

Вид поверхностной обработки	Прочность сердцевины σ_B , МПа	Коэффициент упрочнения	
		гладких ($K_{\sigma} = 1$)	с малой концентрацией напряжений ($K_{\sigma} \leq 1,5$)
Индукционная закалка с нагревом ТВЧ	600–800 800–1000	1,5–1,7 1,3–1,5	1,6–1,8 —
Азотирование	900–1200	1,1–1,3	1,5–1,7
Цементация	400–600 700–800 1000–1200	1,8–2 1,4–1,5 1,2–1,3	3 — 2
Дробеструйный наклеп	600–1500	1,1–1,3	1,5–1,6
Накатка роликом	—	1,1–1,3	1,3–1,5

ния сжатия, смещающие очаг усталостного разрушения под поверхность. Предел выносливости гладких валов увеличивается в 1,1–2 раза, а при наличии концентраторов напряжений в 3 раза и более (см. табл. 8.9).

Наиболее напряженные детали (зубчатые колеса, вал-шестерни и др.) подвергают цементации, применяя для их изготовления низкоуглеродистые стали (см. табл. 8.4). После насыщения углеродом, закалки и низкого отпуска эти стали при высокой поверхностной твердости сохраняют вязкую сердцевину, способную воспринимать ударные нагрузки. Достоинство цементации — возможность получить упрочненные слои большой толщины (0,8–2 мм и более), выдерживающие высокие удельные нагрузки. Однако максимальной циклической прочности отвечают слои меньшей толщины (0,4–0,8 мм), когда остаточные напряжения сжатия высоки у поверхности, а очаг разрушения находится неглубоко от нее. С увеличением толщины слоя остаточные напряжения и предел выносливости снижаются, очаг разрушения смещается в глубь слоя — на границу с сердцевиной. По этой причине циклическая прочность цементированных деталей зависит не только от свойств поверхностного слоя, но и от свойств сердцевины, увеличиваясь по мере повышения ее прочности и твердости, достигая максимального значения при $\sigma_v =$

* Здесь и далее твердость приведена в мегапаскалях.

ния и растет по мере упрочнения машины упрочненной небольшой толщиной, ограничивающей деформацию, а также большой деформацией при азотировании при цементации. Ему соответствуют в тех случаях, когда деформация деталей требуется повысить их стойкости и выносливости поверхности.

В отличие от азотирования вызывает сильную деформацию деталей, для устранения которой приходится применять деформацию толщиной 0,10–0,25 мм с остаточными напряжениями сжатия. В результате остаточные напряжения сжатия снижаются, деформации формируются на поверхности. В связи с этим цементация после шлифования роликами или обдувкой роликами при остаточном поверхностного наклепа деформированной формы, обдувкой (толщ. 0,6–3,0 мм), большой универсальностью, — для деформации.

Комбинированно характеризуется высокой прочностью, поскольку ППД достигает твердость 600–650 (на 10–20%) и формирует остаточные напряжения

ных средах:

1 — на воздухе; 2 — в пресной воде; 3 — в морской воде

реле — нержавеющая
коррозионно-стой
рассмотрены в гл.

9.1. Стали с улучшенной обрабатываемостью резанием

Обработка резанием — основной способ изготовления большинства деталей машин и приборов. С улучшением обрабатываемости стали растет производительность их обработки. Особое значение это имеет для массового производства, где широко применяют автоматические линии.

Обрабатываемость оценивается несколькими показателями, главный из которых — интенсивность изнашивания режущего инструмента. Количественная характеристика этого показателя — максимально допустимая скорость резания, соответствующая определенной величине износа или заданной стойкости инструмента. К дополнительным показателям относятся: чистота поверхности резания, форма стружки и легкость ее отвода.

Обрабатываемость стали зависит от ее механических свойств, теплопроводности, микроструктуры и химического состава.

Связь между обрабатываемостью и механическими свойствами неоднозначная. Допустимая скорость резания снижается с увеличением твердости и прочности стали, поскольку увеличиваются усилия резания и температура нагрева инструмента, вызывающая разупрочнение его режущей кромки и снижение стойкости. Между тем обработка слиш-

металла возникает, чего поверхность той с задирами.

Особенно плохой отличаются аустенитные стали, которые кроме высокой вязкости имеют повышенную теплопроводность. Выделяющаяся при резании теплота способствует образованию задир, снижая производительность резания, снижая чистоту поверхности резания.

Повышение обрабатываемости стали достигается путем изменения микроструктуры металлами металлургическими методами. К ним относятся легирование, прокатка, наклеп. Задача при обработке родистых сталей — повысить производительность резания, так как она зависит от чистоты поверхности резания, благоприятную, с точки зрения обрабатываемости, структуру металла — феррита и пластинчатый перлит. Для реализации проводимых мероприятий требуются температуры нагрева для закалки, что несколько увеличивает скорость резания.

Обрабатываемость сталей повышается путем повышения пластичности сталей, что достигается путем легирования сыпучей, стружки.

Более эффективны приемы, предусматриваемые в конструктивную конструкцию теллура, кальция, и количество неметаллических включений; свинца, созда-

лям. В соответствии с ГОСТ 1414-75 эти стали маркируют буквой А (автоматная), присутствие свинца обозначает буква С, селена — Е, кальция — Ц¹; двухзначная цифра после букв А, АС или АЦ — среднее содержание углерода в сотых долях процента.

Автоматные *сернистые* стали А11, А12, А20, А30, А35, А40Г являются углеродистыми, содержат 0,08–0,30% S и 0,05–0,15% P. Для того чтобы не проявлялась красноломкость, в них увеличено количество марганца (0,70–1,55%).

Сера образует большое количество сульфидов марганца, вытянутых в направлении прокатки. Сульфиды оказывают смазывающее действие. Кроме того, нарушая сплошность металла, они вместе с фосфором, повышающим хрупкость феррита, облегчают отделение и измельчение стружки. Отсутствие налипания металла на инструмент способствует получению гладкой блестящей поверхности резания. Вместе с тем повышенное количество серы и фосфора снижает качество стали. Автоматным сернистым сталям свойственна анизотропия механических свойств — пониженные вязкость, пластичность и особенно сопротивление усталости в поперечном направлении прокатки. Это обстоятельство, а также низкая коррозионная стойкость ограничивают их применение для изготовления ответ-

¹ Автоматные стали, содержащие кальций, производят по техническим условиям.

АС45Г2) и легированные (АС14ХГН, АС20ХГН, АС40ХГНМ). По сравнению со стандартными стали заметно повышается прочность. Свинец не растворяется в железе, а выделяется в виде дисперсных включений, которые вместе с серой образуют так называемые сернистые включения, как энергичные инициаторы трещин. Кроме того, от температуры плавится, «вытекает» в виде пленки по поверхности, эффективно смазывает металл между инструментом и заготовкой.

Введение свинца улучшает условия резания на 30–40%, повышает жесткость инструмента, увеличивает стойкость инструмента в процессе резания принятой скорости.

Свинец не ухудшает механические свойства, вызывая лишь некоторое снижение пластичности. Сернистые включения, содержащиеся в стали, не выносятся при снятии на автозаготовку, поэтому они присутствуют на многих деталях двигателя.

Автоматные *селенистые* стали (АС14ХГН, АС20ХГН, АС45Е) и хромистые (АС14ХГН, АС20ХГН) содержат 0,04–0,10% Se. Селен повышает обрабатываемость стали, способствует образованию сернистых включений. Они обволакиваются сернистыми включениями, что способствует снятию их истирающей пленкой. Кроме того, селениды способствуют образованию сернистых включений, которые после обра-

стали.

Автоматные кальцийсодержащие (0,002–0,008 % Са) стали (АЦ20, АЦ30, АЦ40Х, АЦ30ХН и др.) с добавлением свинца и теллура предназначены для изготовления термически упроченных деталей, обрабатываемых твердосплавным инструментом при высоких (100 м/мин и более) скоростях резания. Необходимость использования высоких скоростей обработки диктуется тем, что тугоплавкие кальцийсодержащие включения, образующиеся в этих сталях, способны размягчаться и проявлять смазывающее действие лишь при высоких температурах в зоне резания.

9.2. Стали с высокой технологической пластичностью и свариваемостью

Технологическая пластичность — способность металла подвергаться горячей и холодной пластической деформации.

В горячем (аустенитном) состоянии большинство сталей обладают высокой пластичностью, что позволяет получать фасонный прокат и поковки без дефектов (трещин, разрывов и т. п.). Более того, горячей обработкой давлением (в сочетании с последующим отжигом) измельчают микроструктуру, устраняют литейные дефекты и, формируя волокна вдоль контура поковок, создают благоприятно ориентированную макроструктуру. В результате этого горячедефор-

вытяжки. Для глубокого жание углерода в 0,1%; при 0,2–0,3% гибка и незначитель 0,35–0,45% С — изги

Микроструктура стоять из феррита ством перлита. Вы зерен структурно стро го) цементита стро избежание разрыв Лучшее всего де с мелким зерном 7–8 номеру по П большом размере : роховатая поверхность ваемой апельсинов шем — сталь станов кой и упругой. разнородная ст она способствует формации и образ

Контролируемым ханических свойств носительное удлинение σ_T/σ_B . Чем больше вательно, меньше комендуется равны ше способность ни лей к вытяжке.

Для глубокой, сл ной вытяжки испо. ($\sigma_B = 280 \div 330$ МПа ($\delta = 33 \div 45\%$) стали раскисления. Их по кого холоднокатан

зонасыщенности склонна к деформационному старению. В связи с этим для холодной штамповки используют сталь, микролегированную ванадием 08Фкп (0,02–0,04% V) или алюминием 08Юкп. Ванадий и алюминий связывают примеси внедрения (азот, кислород) в прочные химические соединения и препятствуют развитию деформационного старения. Применяются также полуспокойные и спокойные стали 08пс и 08, которые, несмотря на меньшую пластичность, обладают более высокой стабильностью свойств.

Свариваемость – способность получения сварного соединения, равнопрочного с основным металлом. Для образования качественного соединения важно предупредить возникновение в сварном шве различных дефектов: пор, непроваров и, главным образом, трещин. Характеристикой свариваемости данного металла служат количество допускаемых способов сварки и простота ее технологии.

Свариваемость стали тем выше, чем меньше в ней углерода и легирующих элементов. Влияние углерода является определяющим. Углерод расширяет интервал кристаллизации и увеличивает склонность к образованию горячих трещин, которая тем больше, чем дольше металл шва находится в жидком состоянии. Причина холодных трещин – внутренние напряжения, возникающие при структурных превращениях, особенно

15ГФ(Д), 16ГС, с карбонитридным

няемые для мосто

ций цехов, кр

14Г2АФ(Д), 15Г2С

(ГОСТ 19282 – 73).

небольшие добавки с повышенным со, 0,025%). Введение способствует образова боннитридных фаз, В результате пол стали и понижаетс хода в хрупкое с возможность прим районах с холодн добавлении меди стали приобретают кость к атмосферн

Сварка всех эти нах до 15 мм не в Сварка таких же щин и в термичес состоянии требует пской обработки.

дистых и низкол содержащих более затруднения из-за и охрупчивания

Сварка высокохромо левых сталей в связ зовыми превраще бует специальных емов – снижения с применения защит следующей термич

трещины — эффективные концентраторы напряжений.

Литейные свойства сплавов тем выше, чем меньше их температурный интервал кристаллизации. В связи с этим наиболее высокими литейными свойствами обладают сплавы, испытывающие эвтектическое превращение.

Из сплавов на основе железа лучшие литейные свойства имеют чугуны.

Чугунами называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14% С и затвердевающие с образованием эвтектики. Благодаря сочетанию высоких литейных свойств, достаточной прочности, износостойкости, а также относительной дешевизне чугуны получили широкое распространение в машиностроении. Их используют для производства качественных отливок сложной формы при отсутствии жестких требований к габаритам и массе деталей.

Разновидности чугунов. В зависимости от того, в какой форме присутствует углерод в сплавах, различают белые, серые, высокопрочные и ковкие чугуны¹. Высокопрочные чугуны являются разновидностью серых, но из-за повышенных механических свойств их выделяют в особую группу.

Белыми называют чугуны, в которых весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита. Эти чугуны, фазовые превращения которых протекают согласно диаграмме состояния

В промышленность берут серые, высокопрочные чугуны, в которых большая часть его находится в виде графита. Графит обеспечивает высокую пластичность, хорошую обрабатываемость, а также высокие литейные свойства. Коэффициент трения при включении графита в структуру сплава и пластичность, темп охлаждения металла сплава. Серые, высокопрочные чугуны различаются содержанием графитных включений, что отражается на свойствах отливок.

Серые чугуны. Серые чугуны с пластинчатым графитом

По химическому составу серые чугуны разделяют на обычные (не легированные) и легированные. Серые чугуны — сплавы железа, содержащие от 2,11 до 2,8% Fe-C-Si и постоянные количества S. Содержание эти элементов в серых чугунах колеблется в следующих пределах: 2,2–3,7% С; 0,2–1,1 Мп; 0,02–0,3% Si; 0,01–0,03% S. В небольших количествах серых чугунах могут находиться Ni и Cu, которые улучшают литейные свойства. Почти все эти элементы являются примесями при литейной графитизации. Наличие графитных включений, количество и форма графитной основы и, следовательно, свойства чугуна.

¹ Название белых и серых чугунов определяется цветом излома, название ковкого — условное.

руководим, действительным, способствует выделению графита в процессе затвердевания чугуна и разложению выделившегося цементита.

Марганец затрудняет графитизацию чугуна, несколько улучшает его механические свойства, особенно в тонкостенных отливках.

Сера — вредная примесь. Она ухудшает механические и литейные свойства чугунов: понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку и повышает склонность к образованию трещин.

Фосфор в количестве до 0,3% растворяется в феррите. При большей концентрации он образует с железом и углеродом тройную «фосфидную» эвтектику. Она имеет низкую температуру плавления (950 °С), что увеличивает жидкотекучесть чугуна, но высокую твердость и хрупкость. Повышенное содержание фосфора допускается в отливках, от которых требуется повышенная износостойкость (до 0,7 P), а также используемых для художественного литья (до 1% P). В нагруженных отливках содержание фосфора ограничивают 0,3%.

Таким образом, степень графитизации в чугуне возрастает с увеличением содержания углерода и кремния. Аналогичное, но более слабое влияние оказывают примеси (или легирующие элементы) меди и никеля. Элементами, затрудняющими графитизацию (отбеливающими), являются марганец, сера, хром. Основные элементы, которыми регулируют структуру металлической основы серого чугуна, — углерод и кремний.

Кроме химического состава, структура чугуна и его свойства зависят от технологических факторов, главным из ко-

ходит в соответствии с диаграммой Fe—C. В случае графитизации происходит преимущественно из жидкой фазы при скорости охлаждения для первичной графитизации в ответствии с метастабильной Fe—Fe₃C (см.

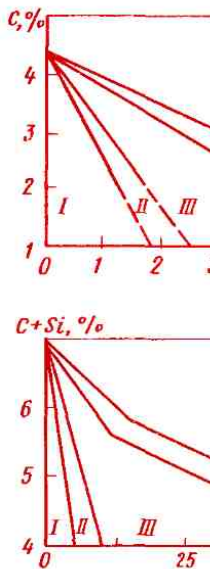


Рис. 9.1. Структурная зависимость от содержания углерода (а) и толщины отливки (б). I — белый чугун; II — перлитный; IIIа, IIIб — серый перлитный и ферритный чугуны соответственно.

углерода и кремния на степень графитизации чугуна и его структуру дают структурные диаграммы (рис. 9.1). Структурная диаграмма на рис. 9.1, а справедлива для отливок с толщиной стенки 50 мм. Влияние толщины стенки и состава чугуна (суммарного содержания углерода и кремния) характеризует диаграмма, приведенная на рис. 9.1, б.

Поле диаграмм разбито на пять областей. Область I соответствует белому чугуна, имеющему структуру перлит + + вторичный цементит + ледебурит. Весь углерод связан в виде цементита. В области II находится половинчатый чугун со структурой перлит + + цементит + графит. Количество связанного углерода в нем более 0,8%.

Химический состав серых чугунов отвечает областям III, IIIа и IIIб. По структуре металлической основы серые чугуны разделяют на три вида.

Механические свойства зависят от свойств основы и, главным образом, от формы и размеров включений. Прочность, пластичность и стойкость чугунов зависят от количества перлита в основе, которая по сравнению со сталями. Решающее влияние обусловлено тем, что прочность которых зависит от того, как надразы действуют как надразы, вызывающие металл и ослабляющие его (наиболее жестком в концах графитных включений формируются очаги трещин). По этой причине серый чугун отличается растяжением, прочностью и пластичностью. Удлинение при разрыве зависит от структуры

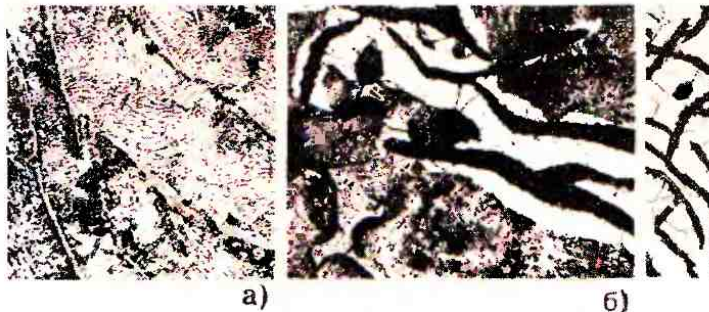


Рис. 9.2. Микроструктуры серых чугунов:

а – перлитного; б – ферритно-перлитного; в – ферритного, $\times 300$

структурой металлической основы. Они близки к свойствам стали с той же структурой и составом, что и металлическая основа чугуна.

Более высокая чувствительность чугунов к нормальным напряжениям, чем к касательным, сохраняется при циклических нагрузках. При этом сопротивление усталости у них, как и у сталей, растет с увеличением статической прочности. Предел выносливости при круговом изгибе $\sigma_{-1} = (0,45 \div 0,58) \sigma_B$. Наибольшее его значение имеют чугуны с измельченными графитными включениями и перлитной основой.

Для серых чугунов характерно следующее соотношение пределов выносливости (при растяжении, изгибе и кручении) $\sigma_{-1p} : \sigma_{-1} : \tau_{-1} = 1 : 2 : 1,3$. Наиболее высоко сопротивление усталости чугунов сжимающим напряжениям. При пульсирующем цикле сжатия оно в 5-6 раз выше, чем при пульсирующем цикле растяжения.

В соответствии с отмеченной особенностью чугуна целесообразнее использовать для деталей, работающих на сжатие. Однако в реальных условиях эксплуатации может возникнуть сложное напряженное состояние. В этом случае работоспособность чугуна лимитируется долей растягивающих напряжений. В связи с этим показателем механических свойств серых чугунов, в соответствии с ГОСТ 1412-79, является прочность при статическом растяжении.

ВЧ 42-12	420	12
ВЧ 50-7	500	7
ВЧ 60-2	600	2
ВЧ 80-2	800	2
ВЧ 120-2	1200	2

Ковкий чугун

КЧ 30-6	300	6
КЧ 35-10	350	10
КЧ 37-12	370	12
КЧ 45-7	450	7
КЧ 60-3	600	3
КЧ 80-	800	1,5

Марка серого чугуна СЧ (серый чугун) и ее значение в зависимости от содержания углерода и кремния при растяжении (табл. 9.1).

Ухудшая механические свойства чугуна, графит в то же время придает ему ценные свойства. Он снижает коэффициент трения при обработке, уменьшает смазывающее действие, повышает износостойкость, придает ему демпфирующую способность. Кроме того, графит обеспечивает малую чувствительность чугуна к дефектам, возникающим при обработке. Благодаря этому сопротивление усталости деталей из чугуна не отличается от сталей с теми же механическими свойствами.

Номенклатура марок чугуна и их масса ра

сцепления и пр.

Ферритно-перлитные серые чугуны СЧ 20, СЧ 21, СЧ 25 применяют для деталей, работающих при повышенных статических и динамических нагрузках: блоки цилиндров, картеры двигателя, поршни цилиндров, барабаны сцепления, станины различных станков, зубчатые колеса и другие отливки.

Перлитные серые модифицированные чугуны СЧ 30, СЧ 35, СЧ 40, СЧ 45 обладают наиболее высокими механическими свойствами, главным образом, из-за мелких разобщенных графитных включений. Измельчение графитных включений в них достигается путем модифицирования жидкого чугуна ферросилицием или силикокальцием (0,3–0,6% от массы шихты). Модифицированные чугуны используют для деталей, работающих при высоких нагрузках или в тяжелых условиях износа: зубчатые колеса, гильзы блоков цилиндров, шпиндели, распределительные валы и пр. Чугуны этих марок обладают наибольшей герметичностью. По этой причине их широко применяют также для корпусов насосов, компрессоров, арматуры тормозной пневматики и гидроприводов.

Для деталей, работающих при повышенных температурах, применяют легированные серые чугуны: жаростойкие (дополнительно содержат Cr, Al), жаропрочные (Cr, Ni, Mo). Применение находят также немагнитные, хромоникелевые чугуны с аустенитной структурой.

Высокопрочные прочными называются чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают модифицированием чугуна, в который вводят в качестве модификатора в количестве 0,02–0,08% церий, лантан или магний. Модифицирование чугуна с целью шаровидизации графита сопровождается эффектом, чистый магний в количествах 0,02–0,03% турами (например, магнием и никелем).

Чугун после модифицирования содержит следующий химический состав: 2,5–3,6% С; 1,1–2,9% Si; 0,02–0,03% S и до 0,1% Mn. Чугун имеет ферритно-перлитную или ферритно-бальзитную структуру. Чугун может быть литым или ковким. Ферритно-перлитный чугун состоит из феррита и перлита. В нем допускается до 20% шаровидного графита. Структура перлитно-бальзитная или перлитно-ферритная. Шаровидный графит допускается до 20%.

Шаровидный графит является концентратором напряжений. В нем допускается до 20% шаровидного графита, и не допускается более 10% чечевичатого графита, и не допускается более 5% пластинчатого графита. Шаровидный графит не оказывает механического воздействия на структуру ферритно-перлитной основы. Чугун с шаровидным графитом обладает повышенной прочностью и некоторой вязкостью. Маркируют высокопрочные чугуны в пределах прочности и удлинения (см. табл. 1).

Высокопрочные высокопрочные чугуны применяют в различных отраслях



Рис. 9.3. Микроструктура высокопрочного чугуна, $\times 300$

тивно заменяя сталь во многих изделиях и конструкциях. Из них изготавливают оборудование прокатных станов (прокатные валки массой до 12 т), кузнечно-прессовое оборудование (траверса прессы, шабот ковочного молота), в турбостроении — корпус паровой турбины, лопатки направляющего аппарата, в дизеле-, тракторо- и автомобилестроении — коленчатые валы, поршни и многие другие ответственные детали, работающие при высоких циклических нагрузках и в условиях изнашивания.

В некоторых случаях для улучшения механических свойств применяют термическую обработку отливок; для повышения прочности — закалку и отпуск

дает более высокую пластичностью.

Отливки из белых чугунов отжигу на ковалюют тонкостенными иметь сечение больше в сердцевине при криляется пластинчатый новится непригодны этой же причине их имеют пониженное да и кремния. Их находится в пре, 1,0–1,6% Si; 0,2–1,0 и до 0,18% P.

По структуре метал которая определяет ковкие чугуны бы и перлитными (рис. ритные чугуны пре I (рис. 9.5), обеспеч зацию всех видов це

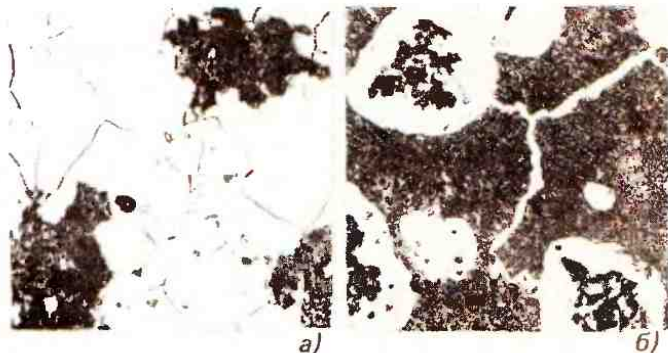


Рис. ков а — ного

гуна. Отливки из такого чугуна загружают в специальные ящики и засыпают песком или стальными стружками для защиты от окисления и медленно (20–25 ч) нагревают до температуры несколько ниже эвтектической – 950–1000 °С. В процессе продолжительной (10–15 ч) выдержки при такой температуре происходит первая стадия графитизации. Она состоит в распаде эвтектического и избыточного вторичного цементита (имеющегося в небольшом количестве при этой температуре). К концу первой стадии графитизации чугун состоит из аустенита и включений углерода отжига. Затем температуру медленно снижают. При этом происходит промежуточная стадия графитизации – распад выделяющегося вторичного цементита. Вторая стадия графитизации протекает или при весьма медленном охлаждении в эвтектоидном интервале температур, или при длительной выдержке (25–30 ч) несколько ниже температуры эвтектоидного превращения (720–740 °С). В процессе этой выдержки распадается цементит перлита. В результате такого отжига продолжительностью 70–80 ч весь углерод выделяется в свободном состоянии и формируется структура, состоящая из феррита и углерода отжига.

Перлитный ковкий чугун получают отжигом, который проводят в окислительной среде по режиму 2 (см. рис. 9.5). В этом случае увеличивают продолжительность первой стадии графитизации,

КЧ $\sigma_B - \delta$ (см. табл. видно, что ферритные более высокую пластичность – более высокая

Ковкие чугуны находят применение в сельском хозяйстве, в автомобильном и тракторном строительстве, в судостроении и дизелестроении. Из чугуна делают детали высокой прочности в тяжелых условиях эксплуатации, воспринимающие ударные нагрузки. Из отливок ковкого чугуна изготавливают детали водопроводных установок; хорошие исходного белого чугуна сложной формы.

Недостаток ковкого чугуна – высокая стоимость и длительный срок изготовления дорогого изделия.

9.4. Медные сплавы

Свойства меди. Медь имеет розового цвета; кристаллическая решетка с периодом морфных превращений тугоплавка, чем железо; плотность (см. табл. 1).

Медь обладает высокой пластичностью. Она прокатывается в лист и ленту. Из меди получают медь легко полируется и сваривается.

Медь характеризуется высокой электропроводностью и электрохимической стойкостью и коррозионной стойкостью.

пературах 326 и 270 °С), располагающиеся по границам зерен основной фазы, они вызывают краснотомкость. Причем вредное влияние висмута обнаруживается при его содержании в тысячных долях процента, поскольку его растворимость ограничивается 0,001 %. Вредное влияние свинца также проявляется при малых его содержаниях (< 0,04%). Висмут, будучи хрупким металлом, охрупчивает медь и ее сплавы. Свинец, обладая низкой прочностью, снижает прочность медных сплавов, однако вследствие хорошей пластичности не вызывает их охрупчивания. Кроме того, свинец улучшает антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием медных сплавов, поэтому

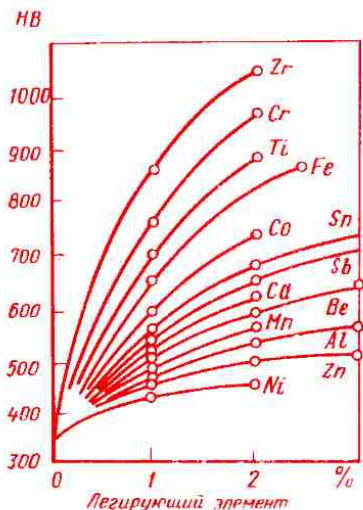


Рис. 9.6. Влияние легирующих элементов на твердость меди

применяется для легированных сплавов меди.

3. Нерастворимые примеси присутствуют в меди в виде промежуточных фаз (например, Cu_2Zn), которые образуют с медью при высокой температуре и вызывают краснотомкость. Краснотомкость меди в водороде вызывает «водородную лезнь», которая может возникнуть при эксплуатации готовых изделий.

Механические свойства меди в степени зависят от ее содержания и в меньшей от содержания легирующего элемента.

Высокая пластичность меди объясняется тем, что плоскости скольжения в меди ходит в основном по плоскостям $\{111\}$ в направлении $\langle 100 \rangle$.

Холодная пластичность меди стигающая 90% и более, твердость, прочность, предельная деформация снижает пластичность меди. При пластичности возникает текстура, влияющая на механические свойства. При снятии наклепа прогрева в 550–600 °С в восстановлении. Так как медь легко окисляется, по электропроводности медь занимает второе место. Она применяется в электрическом токе (см. рис. 9.7), теплообменниках, водопроводных трубах, поддонах, кристаллах.

Недостатки меди: высокая обрабатываемость, высокая жидкотекучесть.

не снижают, а некоторые из них (Zn, Sn, Al) увеличивают пластичность. Высокая пластичность — отличительная особенность медных сплавов. Относительное удлинение некоторых однофазных сплавов достигает 65%. По прочности медные сплавы уступают сталям. Временное сопротивление большинства сплавов меди лежит в интервале 300–500 МПа, что соответствует свойствам низкоуглеродистых нелегированных сталей в нормализованном состоянии. И только временное сопротивление наиболее прочных бериллиевых бронз после закалки и старения находится на уровне среднеуглеродистых легированных сталей, подвергнутых термическому улучшению ($\sigma_b = 1100 \div 1200$ МПа).

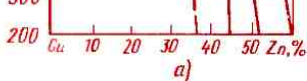
По технологическим свойствам медные сплавы подразделяют на деформируемые (обрабатываемые давлением) и литейные; по способности упрочняться с помощью термической обработки — на упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой. По химическому составу медные сплавы подразделяют на две основные группы: латуни и бронзы.

Латуни называются сплавы меди с цинком. Они бывают двойными (простые) и многокомпонентными (легированные). Двойные деформируемые латуни маркируются буквой Л (латунь) и цифрой, показывающей среднее содержание меди в процентах. Латуни с содержанием 90% Cu и более называются

содержание цинка, го легирующего элемента посредственно за букву его название. Например, латунь маркируется Л40, что означает, что она содержит 40% Zn, 3%

Бронзами называются сплавы меди с другими всеми элементами таблицы Менделеева. Их названия для бронз дают по буквам латинского алфавита. Так, их подразделяют на бериллиевые, бериллиевые, бериллиевые и др. В бронзах в зависимости от состава добавки может присутствовать алюминий, формируемые бронзы маркируются буквами Бр (бронза), за которыми следуют буквы, а затем цифра, обозначающая название и содержание легирующего элемента. Например, БрОЦС4-4-2,5-4% Zn, 2,5% Pb. Сплавы с содержанием меди имеют названия латуни, нейзильберы. В названиях бронз содержание легирующего элемента ставится перед буквой, обозначающей его название. Например, БрОБЦ6СЗ содержит 3% Pb.

Латуни. Медь образует с цинком твердый раствор с максимальной растворимостью цинка 39% при температуре в большом содержании меди. Электронное соединение с кристаллической решеткой меди в центре центрированного кубического кристалла при 454–468 °С (штриховая линия на диаграмме) наступает при температуре (β'-фаза), сопровождающийся заметным повышением



0 10 20 30 40 50 Zn, %

б)

и хрупкости. В отличие от равновесного состояния β' -фаза появляется в структуре латуни при содержании цинка около 30%. В соответствии с изменением структуры меняются механические свойства латуней (рис. 9.7, б). Когда латунь имеет структуру α -твердого раствора, увеличение содержания цинка вызывает повышение ее прочности и пластичности. Появление β' -фазы сопровождается резким снижением пластичности, прочность продолжает повышаться при увеличении цинка до 45%, пока латунь находится в двухфазном состоянии.

Переход латуни в состояние с структурой β' -фазы вызывает снижение прочностных свойств. Латунь с содержанием цинка до 45% Zn. Сплавы с содержанием цинка отличаются высокой прочностью. Химические свойства промышленных латуней 15527-70, ГОСТ 17520-70.

Двойные латуни делят на две группы:

1) однофазные сплавы с твердым раствором (рис. 9.7, а).

ТАБЛИЦА 9.3. Свойства промышленных латуней, обрабатываемых давлением (ГОСТ 17520-70)

Латунь	Массовая доля, %		σ_B	$\sigma_{0,2}$
	Cu	Прочих элементов		
Л90	88-91	—	260	120
Л68	67-70	—	320	90
Л63	62,0-65,0	—	330	110
Л60	59-62	—	380	160
ЛА77-2	76-79	1,75-2,5 Al	400	140
ЛАН59-3-2	57-60	2,5-3,5 Al 2-3 Ni	380	300
ЛН65-5	64-67	5-6,5 Ni	400	170
ЛЖМц59-1-1	57-60	0,1-0,4 Al 0,6-1,2 Fe 0,5-0,8 Mn 0,3-0,7 Sn	450	170
ЛМц58-2	57-60	1-2 Mn	400	160
ЛО70-1	69-71	1-1,5 Sn	350	160
ЛС59-1	57-60	0,8-1,9 Pb	400	140
ЛК80-3	79-81	2,5-4 Si	300	200

Рис. 9.8. Микроструктуры латуней:

а — однофазной; *б* — двухфазной (темная — β -фаза, светлая — α -фаза)

2) двухфазные со структурой ($\alpha + \beta$)-фаз (рис. 9.8, *б*).

В связи с высокой пластичностью однофазные латуни хорошо поддаются холодной пластической деформации, которая значительно повышает их прочность и твердость. Рекристаллизационный отжиг проводится при 600–700 °С.

Повышение содержания цинка удешевляет латуни, улучшает их обрабатываемость резанием, способность прирабатываться и противостоять износу. Вместе с тем уменьшаются теплопроводность и электрическая проводимость, которые составляют 20–50% от характеристик меди.

Примеси повышают твердость и снижают пластичность латуней. Особенно неблагоприятно действуют свинец и висмут, которые в однофазных латунях вызывают красноточность. Поэтому однофазные латуни в основном выпускают в виде холоднокатаных полуфабрикатов: полос, лент, проволоки, листов, из которых изготовляют детали методом глубокой вытяжки (радиаторные трубки, снарядные гильзы, сифоны, трубопроводы), а также детали, требующие по условиям эксплуатации низкую твердость (шайбы, втулки, уплотнительные кольца и др.).

В двухфазных $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращениях тические фазы находятся, а внутри зерен и не влияют на их пластической деформации. Добавляют свинец для обрабатываемости резанием и антифрикционных свойств. Пластичности при этих латуни выпускают в виде таного полуфабриката: труб, штамповок. Изготавливают втулки, гайки, тройники, проводящие детали и др.

Вследствие небольшого интервала кристаллизации латуни обладают высокой пластичностью к дендритной структуре жидкотекучести. Усадочной пористостью и неметаллическими включениями. Но, практически не применяются в виде литейных отливок, так как имеют большую склонность к образованию раковины. В меньшей степени это относится к латуням.

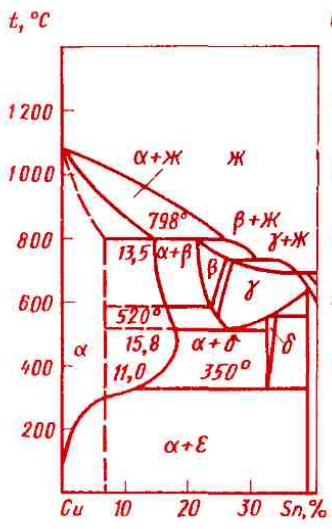
Легированные латуни для деформируемых сплавов так и в виде фасонных

дость латуней. Практическое применение находят высокомедистые латуни с добавлением алюминия до 4% (ЛА77-2), которые благодаря однофазной структуре хорошо обрабатываются давлением. Алюминиевые латуни дополнительно легируют никелем, железом, марганцем, кремнием, обладающими переменной растворимостью в α -твердом растворе, что позволяет упрочнять эти латуни с помощью закалки и старения. Временное сопротивление после такой обработки достигает 700 МПа. Хорошая пластичность в закаленном состоянии позволяет дополнительно упрочнять сплавы с помощью пластической деформации (перед старе-

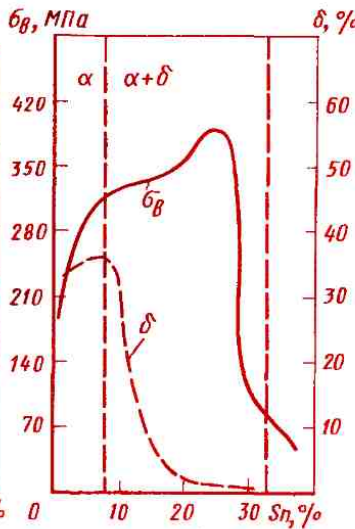
используют небольшие количества (ЛК80-3). Эти сплавы для изготовления приборов, в судостроении.

Никель повышает прочность латуни как в меди и упрочняет свойства латуней. (например, ЛН65-5) обрабатываются давлением в закаленном состоянии.

Бронзы. Оловянные латуни имеют предельная растворимость олова в меди соответствует 15,8% при 520°C. Эта система характеризуется к неравновесной кривой



а)



б)

Рис. 10. Временное сопротивление и относительное удлинение латуней (б).

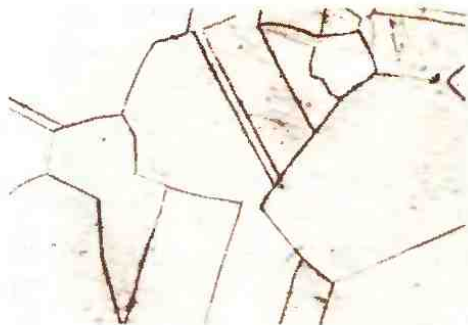
фазы в структуре бронз вызывает резкое снижение их вязкости и пластичности (рис. 9.9, б). Поэтому, несмотря на повышение прочности при дальнейшем увеличении количества олова до 25%, практическое значение имеют бронзы, содержащие только до 10% Sn. Двойные оловянные бронзы применяют редко, так как они дороги. Широкий температурный интервал кристаллизации обуславливает у них большую склонность к дендритной ликвации, низкую жидкотекучесть, рассеянную усадочную пористость и поэтому невысокую герметичность отливок.

Оловянные бронзы легируют Zn, Pb, Ni, P. Для экономии более дорогостоящего олова в бронзы добавляют от 2 до 15% Zn. В таком количестве цинк пол-

временное сопротивление и выносливость способствует изменению и повышению меха-

Бронзы хорошо литейны, паяются, хорошо свариваются.

Среди медных бронз имеют самую большую усадку (0,8% при литье) и поэтому при литье в металлургических формах к этому они используют специальные фасонные стержни. Низколегированные бронзы содержат до 10% Sn. Оловянные бронзы в некоторых старинных бронзах содержат до 20%. Большое количество



а)



Рис. 9.10. Микроструктуры бронз:

а – деформированной однофазной с 5% Sn после рекристаллизации; б – литой

сеянная пористость не мешает этому, поскольку у поверхности отливок имеется зона с мелкозернистой структурой, обладающая высокой плотностью. При усовершенствовании технологии получают отливки, выдерживающие давление до 30 МПа.

Деформируемые бронзы содержат до 6–8% Sn (табл. 9.4). В равновесном состоянии они имеют однофазную структуру α -твердого раствора (см. рис. 9.10, а). В условиях неравновесной кристаллизации наряду с твердым раствором может образоваться небольшое количество δ -фазы. Для устранения дендритной ликвации и выравнивания химического состава, а также улучшения

свойствами и стоимости. Их используют круглых и плоских в механике, электротехнике, силовом машиностроении и др. промышленности.

Алюминиевые бронзы отличаются высокими механическими свойствами и антикоррозионными свойствами. К преимуществам бронз можно отнести их высокую стоимость, более высокие температуры и некоторые технические свойства. Например, небольшие размеры при кристаллизации обесцвечивают алюминиевые бронзы, концентрируют

ТАБЛИЦА 9.4. Химический состав и механические свойства оловянных бронз

Бронза	Содержание элементов (остальное Cu), %				Модуль упругости E , ГПа
	Sn	Pb	Zn	Прочие	
Деформируемые бронзы (ГОСТ 5017–74)					
БрОФ6,5–0,15	6–7	–	–	0,1–0,25 P	110
БрОФ6,5–0,4	6–7	–	–	0,26–0,4 P	112
БрОФ4–0,25	3,5–4	–	–	0,1–0,2 Ni	100
БрОЦ4–3	3,5–4	–	2,7–3,3	–	85
БрОЦС4–4–2,5	3–5	1,5–3,5	3–5	–	75
Литейные бронзы (ГОСТ 613–79)					
БрОЗЦ7СН1	2,5–4	3–6	6–9,5	0,5–2 Ni	90
БрОЗЦ12С5	2–3,5	3–6	8–15	–	–
БрО4Ц4С17	3,5–5,5	14–20	2–6	–	–
БрО5Ц5С5	4–6	4–6	4–6	–	900
БрО10Ц2	9–11	–	1–3	–	100
БрО10Ф1	9–11	–	–	0,4–1,1 P	80

рошую герметичность, малую склонность к дендритной ликвации. Вместе с тем из-за большой усадки иногда трудно получить сложную фасонную отливку.

Медь с алюминием образует α -твердый раствор (рис. 9.11), концентрация которого при понижении температуры с 1035 до 565 °С увеличивается от 7,4 до 9,4% Al. При 565 °С β -фаза претерпевает эвтектоидное превращение: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$, где γ_2 — промежуточная фаза переменного состава со сложной кубической решеткой.

При реальных скоростях охлаждения, в отличие от равновесного состояния, эвтектоид появляется в структуре сплавов при содержании 6–8% Al. Наличие эвтектоида приводит к резкому снижению пластичности алюминиевых бронз. С увеличением содержания алюминия до 4–5% наряду с прочностью и твердостью повышается пластичность, затем она резко падает, а прочность продолжает расти при увеличении содержания алюминия до 10–11% (рис. 9.11, б). Однофазные бронзы (БрА5, БрА7), имеющие хорошую пластичность, относятся к деформируемым. Они обладают наилучшим сочетанием прочности ($\sigma_b = 400 \div 450$ МПа) и пластичности ($\delta = 60\%$). Двухфазные бронзы выпускают в виде деформируемого полуфабриката, а также применяют для изготовления

фасонных отливок. Большое количество подвергают не только обработке давлением, но и закалке. Бронзы отличаются высокой прочностью ($\sigma_b = 600$ МПа, $HB > 1000$). Их используют в качестве упрочняющей термической обработки. При быстром охлаждении β -фаза претерпевает эвтектическое, а мартенситное превращение.

К недостаткам двухфазных бронз помимо большой склонности к газовой пористости во время заливки, можно отнести наличие крупнокристаллической структуры, трудность изготовления статки существенно при легировании алюминия никелем, марганцем, медью.

В α -фазе алюминия растворено до 4% железа. При содержании более 4% образуется интерметаллическое соединение Al_3Fe . Дополнительное легирование сплавов никелем и марганцем способствует появлению более прочной структуры. В меньшем содержании никель оказывает модифицирующее влияние на структуру алюминия. Увеличение вышает их прочность. Антифрикционные свойства склонность к окрупнению бронз из-за замедленного распада β -фазы и образованием осадочной фазы образующейся в результате распада. Наилучшей пластичностью обладают никель-железные

шенных температурах. Кроме того, он способствует резкому сужению области α -твердого раствора при понижении температуры. Это вызывает у бронз, легированных железом и никелем (БрАЖН10-4-4), способность к дополнительному упрочнению после закалки вследствие старения. Например, в отожженном (мягком) состоянии БрАЖН10-4-4 имеет следующие механические свойства: $\sigma_b = 650$ МПа; $\delta = 35\%$; HV 1400-1600. После закалки от 980°C и старения при 400°C в течение 2 ч твердость увеличивается до HV 4000. Из алюминиево-железоникелевых бронз изготавливают детали, работающие в тяжелых условиях износа при повышенных температурах ($400-500^\circ\text{C}$): седла клапанов, направляющие втулки выпускных клапанов, части насосов и турбин, шестерни и др. Высокими механическими, антикоррозионными и технологическими свойствами обладают алюминиево-железные бронзы, легированные вместо никеля более дешевым марганцем (БрАЖМц10-3-1,5).

Кремнистые бронзы. Они характеризуются хорошими механическими, упругими и антифрикционными свойствами.

Кремнистые бронзы содержат до 3% Si. Согласно диаграмме состояния Cu-Si (рис. 9.12), двойные кремнистые бронзы имеют однофазную структуру α -твердого раствора кремния в меди. При увеличении содержания кремния более 3% в структуре сплавов появляется твердая и хрупкая γ -фаза. Одно-

Рис. 9.12. Диаграм

фазная структура обеспечивает высокую пластичность и обрабатываемость. Широко свариваются и творительно обрабатываются. Литейные свойства ниже, чем оловянные бронзы и латуней.

Легирование улучшает литые свойства бронз вследствие кристаллизации. Кремний и никеля повышают твердость кремнистых бронз. Выше их пределов прочности, обладая переменными свойствами в α -фазе, позволяют кремнистые бронзы выдерживать старения. После старения при 400°C имеют $\sigma_b \geq 700$ МПа. Улучшает антифрикционные свойства и обрабатываемость.

Кремнистые бронзы используются в виде ленты, полос. Для фасонных отливок используются редко. Их используют в дорогих оловянных сплавах в сочетании с введением антифрикционных добавок (БрКН1-3), (БрКН2-3) для замены бериллиевых сплавов в водстве пружин, мембран, деталей приборов, работающих в морской воде.

характеризующих вид трения (скольжение, качение) и режим работы (скорость относительного перемещения, нагрузка, характер ее приложения, температура); 3) рабочей среды и смазочного материала. Совокупность этих факторов обуславливает различные виды изнашивания, классификация которых по ГОСТ 23.002-78 приведена в табл. 10.1.

Детали, подвергающиеся изнашиванию, подразделяют на две группы: 1) детали, образующие пары трения (подшипники скольжения и качения, зубчатые передачи и т. п.); 2) детали, изнашивание которых вызывает рабочая среда (жидкость, газ и т. п.).

Характерные виды изнашивания деталей первой группы – абразивное (твердыми частицами, попадающими в зону контакта), адгезионное, окислительное, усталостное, фреттинг-процесс (фреттинг-коррозия). Для деталей второй группы типично абразивное изнашивание (например, истирание почвой),

ТАБЛИЦА 10.1. Классификация видов изнашивания

Способ воздействия при изнашивании	Вид изнашивания
Механический	Абразивное, адгезионное, гидро- и газоабразивное, эрозионное, гидро- и газозерозионное, кавитационное, усталостное, фреттинг-процесс
Коррозионно-механический	Окислительное, фреттинг-коррозия

Различные виды закономерностям проявляются по-разному.

10.2. Закономерности изнашивания деталей, образующих пары трения и пути уменьшения

Причина изнашивания деталей – работа сил трения. Под действием этих сил происходит пластическое деформирование поверхности, изменение ее геометрии, упрочнение, выделение энергии, изменение структуры, разрыв связей, окисления и т. д.

Сложность процесса изнашивания в зоне контакта, обуславливаемая наличием различных типов трения. Наиболее полное представление о механизме изнашивания твердых тел в процессе их взаимного действия (теория адгезионно-механической деформационной теории)

Эта теория исходит из того, что в процессе трения в зоне контакта трущихся поверхностей происходит образование отдельных очагов изнашивания, возникающих от взаимодействия поверхностей с микронеровностями или их совокупности. Взаимодействие скользящих поверхностей в этих пятнах согласованно обуславливает основную природу – деформационно-адгезионную. Деформационно-адгезионное изнашивание обусловлено многократным циклическим деформированием микрочастиц, внедрившимися в поверхность. Вследствие этого деформирование и разрушение микрочастиц обуславливают состав деформационной составляющей

силы трения ($F_{ад}$). Таким образом, сила трения так же как и другая важная фрикционная характеристика — коэффициент трения f , по определению равной отношению силы трения к нормальной нагрузке N : $f = F/N$, определяются как сумма двух составляющих

$$F = F_{л} + F_{ад}; \quad f = f_{л} + f_{ад}$$

Деформационная составляющая трения растет пропорционально величине относительного внедрения неровностей h/R (h — глубина внедрения, R — радиус внедрившейся неровности). Величина h/R и соответственно $F_{л}$ и $f_{л}$ растут с увеличением шероховатости поверхности, нагрузки и снижаются с увеличением твердости и модуля упругости материала. Различают три вида механического взаимодействия (рис. 10.1): 1) упругое контактирование; 2) пластическое деформирование; 3) микрорезание.

Интенсивность износа минимальна при упругом контактировании. При пластическом деформировании интенсивность износа увеличивается на несколько порядков. Это обусловлено тем, что участки поверхности под влиянием пластической деформации интенсивно упрочняются и по исчерпанию запаса пластичности хрупко разрушаются. Этому же способствует и усиление адгезионного взаимодействия. Микрорезание относится к недопустимым механизмам изнашивания, так как вызывает интенсивное разрушение поверхностного слоя. Микрорезание возможно не только внедрившимися неровностями, но и посторонними твердыми частицами. Такой вид разрушения поверхности называют абразивным изнашиванием.

Адгезионная составляющая трения пропорциональна безразмерному параметру τ_0/HB (τ_0 — прочность на срез адгезионной

т. е. глубинным вырпоз. 5).

При первом виде адгезионных связей прили адсорбированные поверхности всегда покрыты трибулностью образования окисных пленок, которая высока, чему способствует высокая температура, развивающаяся при трении. Разрушение окисных пленок происходит при изнашивании. Это не единственный вид изнашивания, при котором происходит разрушение локализованных поверхностных слоев.

Схватывание металлов возникает между чистыми (или чистыми) поверхностями в условиях вакуума и при наличии окисных пленок пластической деформации при контакте¹. Между контактирующими поверхностями образуются адгезионные связи, прочность которых превосходит прочность материалов пары трения. Это приводит к образованию в менее прочном материале очагов схватывания. На поверхности образуются углубления, в которых застревают частицы, которые вызывают и бороздят поверхность, вызывая их интенсивное разрушение.

¹ В зависимости от скорости трения: в некоторых случаях пластическая деформация приводит к образованию окисных пленок, которые способствуют схватыванию: холодное схватывание (рис. 10.2). Схватывание I рода происходит в низких скоростях скольжения и в условиях незначительного изнашивания поверхностей; схватывание II рода происходит в высоких скоростях скольжения и в условиях интенсивного разогрева контактирующих слоев.

Повышение твердости направлено на то, чтобы затруднить пластическую деформацию и исключить микрорезание поверхностей трения, обеспечив по возможности упругое деформирование участков контакта.

Снижение прочности адгезионной связи необходимо для предупреждения схватывания металлических поверхностей. Наиболее эффективно эта цель достигается разделением поверхностей трения жидким, твердым (иногда газовым) смазочным материалом. При использовании жидкостной смазки, когда поверхности деталей разделены несущим гидродинамическим слоем, коэффициент трения минимален (0,005–0,01), а износ практически отсутствует.

Твердая смазка обеспечивает более высокий коэффициент трения (0,02–0,15). Она незаменима для узлов трения, способных работать в вакууме, при высоких температурах и других экстремальных условиях. Из твердых смазочных материалов наиболее широко применяют графит и дисульфид молибдена (MoS_2), имеющих слоистое строение.

Использование смазочных материалов, однако, не гарантирует от схватывания. Твердые смазочные материалы постепенно изнашиваются. Условия жидкостной смазки нарушаются из-за неблагоприятных режимов работы механизмов. К ним относятся периоды приработки, а также пуска и остановок машин. В этих случаях возникает гра-

бамии.
1. Использование оксидных пленок. оксидных пленок за толщины, а также ческой подложки, стом ее твердости и прочен, а нижеже то пленка легко раз вание развивается

Примером этому свинец (рис. 10.2) стичных металлов, Аномально высокие ния и износ тита только разрушение способностью раст. Если титан подвер то оксидная плен твердой основе, кот

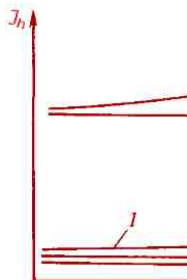


Рис. 10.2. Влияние н сивность изнашивания лов (контакт из одно I — окислительное изна ние I рода

ненные химико-термической обработкой — основной материал для одной из сопряженных деталей пары трения. Стойкость к схватыванию таких сталей повышают сульфидированием и фосфатированием. После этих процессов формируется пленка, которая в начальный момент, легко разрушаясь, улучшает прирабатываемость и снижает коэффициент трения, а в тяжелых условиях трения способна изменяться, образовывать вторичные структуры сложного состава и повышенной износостойкости.

В условиях теплового схватывания защитные свойства оксидных пленок зависят от способности подложки сохранять высокую твердость при нагреве. В таких случаях следует применять теплоустойчивые материалы.

2. Подбором материалов пары трения. Схватывание особо опасно для контакта из двух твердых материалов. В случае разрушения защитных оксидных пленок оно приводит к значительному повреждению обеих поверхностей трения. При сочетании твердого и мягкого материалов схватывание проявляется в менее опасной форме.

Для сталей и чугунов в условиях трения скольжения лучшим материалом сопряженной детали служат те цветные металлы и сплавы, которые имеют в структуре мягкую или легкоплавкую составляющую, способную проявлять защитную реакцию и предупреждать повреждение сопряженной поверхности. При усилении трения такая структурная

пленка червяк выполненной твердостью (45–60), а червячностой бронзы, имеющую составляющую

Мягкой структуры в подшипниковых жите включения металлы схватыва адгезионные связи нее прочным цветные тонким (1–3 ваются» на сталь повреждая ее. Тон металла не только воздействие в мест тяжелых режимах ного размягчении твердым смазочны плавиться и на некую роль жидкого ла.

Благодаря таким свинец, а также металле тонкослойных поверхностей трения в сопряжениях сталей гун, добавляя в жидкий материал присадки в металлов или их условиях трениямируют на стальную ку мягкого металла сталь от износа.

3. Разделением пленками полимерамида и т. п.),

Поверхностное выкрашивание характерно для материалов, используемых в узлах трения качения (зубчатые передачи, шарико- и роликоподшипники), которые подвержены высоким циклическим контактным нагрузкам. Эти нагрузки, действующие на малых участках поверхности, обуславливают процессы зарождения в приповерхностном слое усталостных трещин, их развитие в глубь слоя и отделение частиц с образованием ямок выкрашивания (рис. 10.3).

Сопротивление материала поверхностному выкрашиванию называют контактной выносливостью. Она характеризуется пределом контактной выносливости σ_R , который, как и при объемной усталости, определяется экспериментально (ГОСТ 25.501-78) по кривой усталости.¹

¹ Предел контактной выносливости поверхностного слоя зубьев колес, соответствующий базовому числу циклов напряжений, обозначают (ГОСТ 21354-75) $\sigma_{H \lim b}$

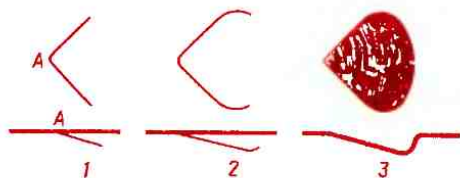


Рис. 10.3. Схема образования поверхностного выкрашивания (питтинга) на рабочей дорожке подшипника качения:

А — место зарождения усталостной трещины; 1, 2 — стадии ее развития; 3 — ямка выкрашивания

ния, а также в шлицах и шарнирных соединениях и на поверхности роторов турбин. Эти поверхности имеют шероховатости, которые, как и питтинг, существенно снижают долговечность и вызывают усталости деталей.

Единой теории, объясняющей механизм этого вида изнашивания, нет. Впервые в 1897 г. было высказано предположение о том, что причиной возникновения этого вида изнашивания является действие абразивных частиц, выходящих из зоны контакта. Впоследствии в литературе по этому вопросу появилось много работ, в которых в качестве основной причины возникновения фреттинг-коррозии называют действие в сочетании с трением абразивных частиц. Вследствие адгезии частицы сначала отделяются от поверхности, а затем окисляются и превращаются в твердые тела. В этой теории называют фреттинг-коррозией.

Основные методы борьбы с этим видом изнашивания — это повышение твердости контактирующей поверхности, обработка ее азотированием, нанесение смазочных материалов, использование защитных покрытий и применение антифрикционных добавок в смазочных жидкостях. Влияние этих методов на уменьшение износа зависит от условий трения и вида материала.

В зависимости от условий трения и фрикционных свойств материалов подразделяют их на группы: 1) материалы с высокими фрикционными свойствами, которые используются в узлах трения, где требуется высокая износостойкость.

нашивания. При абразивном, окислительном, усталостном видах изнашивания наиболее износостойки стали и сплавы с высокой исходной твердостью поверхности. При работе в условиях больших давлений и ударов наибольшей работоспособностью обладают аустенитные стали с низкой исходной твердостью, но способные из-за интенсивного деформационного упрочнения (наклепа) формировать высокую твердость поверхности в условиях эксплуатации.

Материалы, устойчивые к абразивному изнашиванию. Износостойкость при абразивном изнашивании чистых металлов (рис. 10.4) пропорциональна их твердости: $\epsilon = b \cdot HB$ (ϵ — относительная износостойкость, определяемая в сравнении с образцом-эталоном, b — коэффициент пропорциональности). В сплавах эта зависимость может не соблюдаться.

При абразивном изнашивании ведущими являются процессы многократного деформирования поверхности сколь-

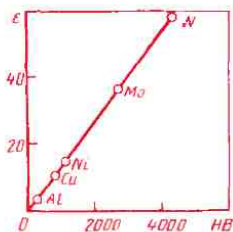


Рис. 10.4. Относительная износостойкость ϵ металлов с различной твердостью

в виде литых и ков. Для наплавки используют материалы, которые нагревают в родном пламени.

В промышленности для изготовления сложных по форме литых и наплавочных деталей представляют собой материалы с содержанием углерода и легирующих элементов. В их структуре могут присутствовать специальные карбиды, твердость которых способствует высокой износостойкости.

Структуру материалов можно улучшить введением легирующих элементов. Она может быть изменена термическим и химическим методами.

Для деталей, работающих в условиях ударных нагрузок, используют материалы с мартенситной структурой. К ним относятся сплавы У30Х23Г2С2Т (цифры 30, 23, 2, 2 — буквы У, показывающие содержание углерода в десятых долях процента), работающие в условиях ударных нагрузок (детали экскаваторов, пилы и др.), изготовляемые из высокопрочным содержанием углерода и легирующих элементов. В их структуре могут присутствовать аустенитные и мартенситные фазы (У1, У2, У3).

Для деталей машин, работающих в условиях ударных нагрузок, используют спеченные материалы.

цилиндров, конических валов, поршневые кольца и пр.), где абразивное изнашивание сопутствует другим видам изнашивания, например, окислительному. Для сохранения работоспособности узлов трения материал детали должен хорошо противостоять истиранию частицами, являющимися продуктами изнашивания или попадающими в смазочный материал извне. Этим требованиям удовлетворяют низко- и среднеуглеродистые стали, упрочняемые цементацией (см. табл. 8.3 и 8.4), азотированием или поверхностной закалкой с нагревом ТВЧ. В порядке возрастания износостойкости упрочненные поверхностные слои этих сталей располагаются в следующей последовательности: закаленные, цементованные, азотированные.

Материалы, устойчивые к усталостному виду изнашивания. Эти материалы предназначены для таких изделий массового производства, как подшипники качения и зубчатые колеса. Усталостное выкрашивание на их рабочих поверхностях вызывают циклические контактные напряжения сжатия. Они создают в поверхностном слое мягкое напряженное состояние, которое облегчает пластическое деформирование поверхностного слоя деталей и, как следствие, развитие в нем процессов усталости. В связи с этим высокая контактная выносливость может быть обеспечена лишь при высокой твердости поверхности. Высокая твердость необходима также и для

Ш — означает ша; сталь; Х — наличие массовую долю в 2,0); СГ — легирован (0,85%) и марганце.

Прокаливаемости по мере повышения содержания хрома. Сталь ШХ15 при изготовлении детали поперечным сечением более легированные ШХ20СГ — для деталей работающих на больших диаметрах (30 мм).

Сталь поставляется после окончательного отжига с зернистым перлитом и повышенными твердостью металла. В стали растворены карбиды и загрязненность включениями, так как чистую поверхность, обработанную тракторами напряжением более быстрому ра выкрашивания.

Для изготовления подшипников при электрошлакового таких сталей добавка (например, ШХ15-Ш), более высокой о д ния. Такие стали не изготовления высоко подшипников, дета тщательного полир

циальные подшипники обрабатывают холодом при $-70 \div -80^\circ\text{C}$. Окончательно обработанная подшипниковая сталь имеет структуру мартенсита с включениями мелких карбидов и высокую твердость ($HRC\ 60-64$).

Сталь ШХ4 характеризуется ограниченной прокаливаемостью и предназначена для роликовых подшипников железнодорожного транспорта. При закалке ее подвергают сквозному индукционному нагреву и охлаждению водой. Кольца из этой стали толщиной 14 мм закаляются только с поверхности в слое 2-3 мм и благодаря сохранению вязкой сердцевины могут работать при динамической нагрузке.

Детали крупногабаритных роликовых подшипников диаметром 0,5-2 м (для прокатных станов, электрических генераторов) изготавливают из сталей 12ХНЗА, 12Х2Н4А, подвергая их цементации на большую глубину (3-6 мм).

Для подшипников, работающих в агрессивных средах, применяют коррозионно-стойкую хромистую сталь 95Х18 (0,95% С, 18% Cr).

Стали для зубчатых колес. Основным эксплуатационным свойством смазываемых колес, так же как и подшипников качения, является контактная выносливость. Она определяет габариты зубчатой передачи и ресурс ее работы. Кроме высокой контактной выносливости от зубчатых колес требуется сопротивление усталости при изгибе, износостой-

гии и имеющегося. Для зубчатых колес с высокими контактными напряжениями цементуемые легированные стали имеют наиболее высокую контактную выносливость. Это согласно ГОСТ 13808 регламентируется пропорционально площади поверхности (табл. 10).

Твердость цементации при концентрации 0,8-1,4% и структуре сокоуглеродистого феррита с дисперсными карбидами составляет $HRC\ 58-63$. Такая твердость нежелательна из-за опасности хрупкого разрыва поверхностного слоя. При проточке поверхности контактная твердость растёт с увеличением глубины цементационного слоя и твердости сердцевины. Толщина цементационного слоя принимается равной радиусу обода (для дулей колеса), но не менее 3 мм. Твердость сердцевины должна быть $HRC\ 30-42$.

Сильно нагруженные колеса диаметром 150-600 мм изготавливают из хромистых сталей 20ХНЗА, 12Х2Н4А, которые используют в редукторах судов, самолетов. Для зубчатых колес приборов, станков и машин применяют стали 15Х, 15ХФ, 20ХР и

После цементации и последующей термической обработки зубчатые колеса имеют значительную деформацию. Для ее устранения необходимо зубошлифование, что усложняет технологию.

В условиях массового производства (авто- и тракторостроение) применяют экономно-легированные стали 18ХГТ, 30ХГТ, 25ХГМ, 20ХНМ, 20ХГР и др. Их подвергают нитроцементации, которая проводится при несколько меньшей температуре, чем цементация, и сочетается с подстуживанием и непосредственной закалкой. Деформация уменьшается, поэтому зубчатые колеса из таких сталей не шлифуют.

В условиях серийного производства получает применение ионная нитроцементация, которая для хромоникелевых (12Х2Н4А, 18Х2Н4МА) и сложнолегированных (20Х3МВФА и др.) сталей обеспечивает в 2—3 раза более высокую контактную выносливость, чем обычная газовая цементация и нитроцементация.

Азотирование обеспечивает высокую твердость поверхности, но из-за небольшой толщины упрочненного слоя возможны подслоиные разрушения. Азотирование целесообразно применять для средненагруженных зубчатых колес сложной конфигурации, шлифование которых затруднено. Для азотированных колес применяют стали 38Х2МЮА, 40Х, 40ХФА и др.

Поверхностной и объемной индук-

ционной закалке с ким отпуском пол колеса малых и ср сталей с содер 0,4-0,5%. Для конту закалки на глубину зуют стали 40, 45, 50 Сердцевина не зака вязкой. По нагруз они уступают цемен

В последнее врем зубчатых колес авто взамен легированн лей применяют стал каливаемости 58 (55) ная углеродистая ста которая содержит С нимальную концен (0,15% Cr, 0,20% Mn чивающих прокалив бинном индукционн сивном охлаждении этой стали получаю ностную закалку. За и при цементации, мм и высокую твер с плавным перехо Сердцевина закали или сорбит, имеет т при достаточной вя этой дешевой стали номический эффект.

Зубчатые колеса, р высоких нагрузках, л лей 40, 50, 40Х, 40 нормализации и улу

и пилцевых машин. Достоинство таких колес — отсутствие вибраций и шума, высокая химическая стойкость.

Материалы, устойчивые к изнашиванию в условиях больших давлений и ударных нагрузок. Трение с высокими давлениями и ударным нагружением характерно для работы траков гусеничных машин, крестовин железнодорожных рельсов, ковшей экскаваторов и других деталей. Их изготавливают из высокомарганцовистой аустенитной стали 110Г13Л, содержащей примерно 1,1% С и 13% Мп. Высокая износостойкость этой стали обусловлена способностью аустенита к сильному деформационному упрочнению (наклепу). Сталь плохо обрабатывается резанием, поэтому детали получают литьем (буква Л в марке стали) или ковкой.

Износостойкость стали 110Г13Л максимальна, когда она имеет однофазную структуру аустенита. Такую структуру обеспечивают закалкой в воде от 1100 °С. После закалки сталь имеет низкую твердость (*НВ* 2000) и высокую вязкость. Если такая сталь во время работы испытывает только абразивное изнашивание, то оказывается неизносостойкой. В условиях же ударного воздействия в поверхностном слое стали образуется большое количество дефектов кристаллического строения (дислокаций, дефектов упаковки). В результате твердость поверхности повышается до *НВ* 6000, и сталь становится износостойкой.

меняют состав с...
рой аустенита 0...
и др. При ударно...
нит этих сталей...
и частичное марте...
на развитие котор...
гия удара. Упрочн...
ли в условиях экс...
образование трещ...

10.4. Антифрикцион...

Антифрикционные...
назначены для изг...
ков (опор) скольже...
применяют в совр...
приборах из-за их...
брациям, бесшумн...
ших габаритов.

Основные служ...
шипникового ма...
онность и сопроти...
тифрикционность...
риала обеспечива...
циент трения скол...
низкие потери на...
рость изнашивани...
ли — стального или...

Антифрикционн...
дующие свойства...
териала: 1) высок...
2) хорошая смачи...
материалом; 3) сп...
вать на поверхно...
ки мягкого ме...
прирабатываемост...
способности матери...

жать температуру нагрева и нагруженность контакта, сохранять граничную смазку.

Для подшипников скольжения используют металлические материалы, неметаллы, комбинированные материалы и минералы (полу- и драгоценные камни). Выбор материала зависит от режима смазки и условий работы опор скольжения.

Металлические материалы. Они предназначены для работы в режиме жидкостного трения, сочетающемся в реальных условиях эксплуатации с режимом граничной смазки. Из-за перегрева возможно разрушение граничной масляной пленки. Поведение материала в этот период работы зависит от его сопротивляемости схватыванию. Оно наиболее высоко у сплавов, имеющих в структуре мягкую составляющую.

Металлические материалы по своей структуре подразделяются на два типа сплавов:

1) сплавы с мягкой матрицей и твердыми включениями; 2) сплавы с твердой матрицей и мягкими включениями.

К сплавам первого типа относятся баббиты и сплавы на основе меди — бронзы и латуни. Мягкая матрица в них обеспечивает не только защитную реакцию подшипникового материала на усиление трения и хорошую прирабатываемость, но и особый микрорельеф поверхности, улучшающий снабжение сма-

По антифрикционности баббиты превосходят сплавы, но значительное сопротивление усталости с этим баббиты притирают тонкого (менее 1 мм) слоями на поверхности опорных деталей. Лучшими свойствами обладают баббиты, имеющие твердость $H_{\text{В}} = (500-700) \cdot 10^5$ Па. В зависимости от содержания дорогостоящих элементов используют для специального назначения баббиты (турбин и т. п.), ра-



Рис. 10.5. Микроструктура поверхности баббита $\times 300$

ЛЦ38Мц2С2	800	0,15—0,24	0,009—0,010	120 106
Алюминиевый сплав А09—2	310	0,1—0,15	0,008	250
Антифрикционные серые чугуны:				
АЧС-1	2200	0,12—0,23	0,008	25
АЧС-3	1600		0,016	60
Пластмассы:				
капрон	100	0,15—0,21	—	120
текстолит	350	0,15—0,25	—	150
Комбинированные ма- териалы:				
железо—графит	800	0,08—0,12	—	80
бронза—графит	560	0,04—0,1	—	60
металлофтороплас- товая лента (МФПл)	—	0,03—0,1	—	—

ших скоростях и нагрузках (табл. 10.3). Структура этих сплавов (рис. 10.5) состоит из твердого раствора сурьмы в в олове (мягкая фаза, темный фон) и твердых включений β' (SnSb) и Cu_3Sn .

Бронзы относятся к лучшим антифрикционным материалам. Особое место среди них занимают оловянистые и оловянисто-цинково-свинцовистые бронзы. К первым относятся бронзы БрО10Ф1, БрО10Ц2, ко вторым — БрО5Ц5С5, БрО6Ц6С3 и др. (ГОСТ 613—79). Бронзы применяют для монолитных подшипников скольжения турбин, электродвигателей, компрессоров, работающих при значительных давлениях и средних скоростях скольжения (см. табл. 10.3).

В последнее время используют как комбинированные антифрикционные материалы костенных пористых бронз с таннированными твердыми включениями.

Латуни используют для изготовления подшипников скольжения. По антифрикционным свойствам они уступают бронзам. Латуни ЛЦ16К4, ЛЦ38Мц2С2 и др. (ГОСТ 1771—79) применяют для подшипников скольжения малых скоростях (до 2 м/с) и невысоких нагрузках. Латунь ЛЦ38Мц2С2 используют для подшипников скольжения.

К сплавам второго рода относятся свинцовистая бронза БрО10Ф1 (ГОСТ 493—79) и

лами, используя его в виде тонких пленок либо как наполнитель.

Комбинированные материалы. Такие материалы состоят из нескольких металлов и неметаллов, имеющих благоприятные для работы подшипника свойства. Рассмотрим подшипники двух типов.

1. Самосмазывающиеся подшипники получают методом порошковой металлургии из материалов различной комбинации: железо-графит, железо-медь (2-3%) - графит или бронза-графит. Графит вводят в количестве 1-4%. После спекания в материале сохраняют 15-35% пор, которые затем заправляют маслом. Масло и графит смазывают трущиеся поверхности. При увеличении трения под влиянием нагрева поры расширяются полнее, и смазочный материал поступает обильнее. Тем самым осуществляется автоматическое регулирование подачи смазочного материала (его запас находится в специальной камере). Такие подшипники работают при небольших скоростях скольжения (до 3 м/с), отсутствии ударных нагрузок и устанавливаются в труднодоступных для смазки местах.

2. Металлофторопластовые подшипники изготавливают из металлофторопластовой ленты (МФПл) в виде свернутых втулок методом точной штамповки. Лента состоит из четырех слоев (рис. 10.7). Первый слой (прирабочный) выполнен из фторопласта, наполненного дисульфидом молибдена (25% по мас-

случаях, когда допустимый линейный износ первого слоя утолщен. Второй слой (~0,2 мм) - фторопластовый. Он представляет собой пористую бронзу, полученную спеканием частиц определенной формы. Поры в этом слое - смесь фторопласта и фторопласта и дисульфидом молибдена. Третий слой (0,1 мм) - фторопластовый. Его назначение - обеспечить сцепление бронзового слоя с четвертым слоем - основой. Толщина основы, которая может быть из стали 08кп, составляет 0,5-0,6 мм.

При работе такого подшипника жесткий каркас втулки передает теплоту и воспринимает нагрузку. Верхний слой и фторопластовая «губка» образуют смазочного материала. Если первый слой стерт, то начинается износ бронзы, что сопровождается увеличением коэффициента трения. При этом фторопласт, имеющий более высокий температурный коэффициент линейного расширения, выдавливается в зазоры, образуя смазочную пленку.

При тяжелых режимах работы температура нагрева подшипника происходит плавлением смазочной фазы, что приводит к увеличению коэффициента трения и теп-

риала. Такие подшипники применяют в машиностроительной, авиационной и других отраслях промышленности.

Минералы. Естественные (агат), искусственные (рубин, корунд) минералы или их заменители – ситаллы (стеклокристаллические материалы) применяют для миниатюрных подшипников скольжения – камневых опор. Камневые опоры используют в прецизионных приборах – часах, гироскопах, тахометрах и т. д. Главное достоинство таких опор – низкий и стабильный момент трения. Низкое трение достигается малыми размерами опор, что уменьшает плечо действия силы трения, а также низким коэффициентом трения вследствие слабой адгезии минералов к металлу цапфы. Постоянство момента трения обусловлено высокой износостойкостью минералов, способных из-за высокой твердости выдерживать громадные контактные давления.

10.5. Фрикционные материалы

Фрикционные материалы применяют в тормозных устройствах и механизмах, передающих крутящий момент. Они работают в тяжелых условиях изнашивания – при высоких давлениях (до 6 МПа), скоростях скольжения (до 40 м/с) и температуре, мгновенно возрастающей до 1000 °С. Для выполнения своих функций фрикционные материалы дол-

поверхностной и максимальному давлению выдерживает. Неметаллы применяют при $p_{\max} \leq 0,8$ МПа) и $p_{\max} = 1,5$ МПа) они преимущественно фрикционные материалы связующего (смола) и специальные наполнители. Придает материалу вышает коэффициент трение схватывания металлы (Cu, Al, стружки или проволока) теплопроводности. При схватывании служит свинец, который служит как бы жидким материалом); оксиды (оксид цинка, барий) увеличения коэффициента трения.

Из асбофрикционных большей работоспособности ретинакс (ФК-24А) содержит 25% фибры, 40% асбестовую латунь и пластмассу сталью ретинакс коэффициент трения 0,37–0,45 в тормозных механизмах автомобилей и других механизмов.

Недостатком нематериалов является неустойчивость, из-за чего происходит их разрушение мате-

в приборостроении — для многочисленных упругих элементов: мембран, пружин, пластин реле, сильфонов, растяжек, подвесок и т. п.

Пружины, рессоры машин и упругие элементы приборов характеризуются многообразием форм, размеров, различными условиями работы. Особенность их работы состоит в том, что при больших статических, циклических или ударных нагрузках в них не допускается остаточная деформация. В связи с этим все пружинные сплавы кроме механических свойств, характерных для всех конструкционных материалов (прочности, пластичности, вязкости, выносливости), должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям. В условиях кратковременного статического нагружения сопротивление малым пластическим деформациям характеризуется пределом упругости, при длительном статическом или циклическом нагружении — релаксационной стойкостью.

Релаксационная стойкость оценивается сопротивлением релаксации напряжений. Релаксация напряжений характеризуется снижением рабочих напряжений в изделии от σ_1 до σ_2 при заданной упругой деформации ϵ_1 (рис. 11.1). Релаксация напряжений опасна тем, что при переходе части упругой деформации в пластическую ($\epsilon_{ост}$) упругие элементы после разгрузки изменяют размеры и форму. Например, долгое время сжатая пружина или изогнутая пластина реле

накапливаются напряжения ниже микропластическая деформация может быть вызвана: при микрочастотном изгибом дислокаций. Механизм релаксационных процессов в металлах с повышенными напряжениями заторможенными.

В связи с этим в сплавах с высоким пределом упругости и релаксационной стойкостью можно создать стабильную упругую структуру, в которой закреплены не большие дислокации. Такая структура должна иметь высокую микронапряженность, компенсирующуюся с рабочими напряжениями, что облегчает перемещение дислокаций.

Для закрепления дислокаций используют все средства повышения прочности: легирование, наклеп, увеличение плотности дислокаций, дисперсные частицы в

Рис. 11.1. Диаграмма релаксации напряжений, объясняющая механизм релаксации и упругое восстановление после релаксации.

$\sigma_{0,002}/E^*$. В связи с этим они применяются для изготовления жестких (силовых) упругих элементов. Недорогие и достаточно технологичные рессорно-пружинные стали широко используют в авто- и тракторостроении, железнодорожном транспорте, станкостроении. Кроме того, они находят применение и для силовых упругих элементов приборов. Часто эти материалы называют пружинными сталями общего назначения.

Для обеспечения работоспособности силовых упругих элементов рессорно-пружинные стали должны иметь высокие пределы упругости, выносливости и релаксационную стойкость. Этим требованиям удовлетворяют стали с повышенным содержанием углерода (0,5–0,7%), которые подвергают закалке и отпуску при температуре 420–520 °С.

Закаленная на мартенсит сталь имеет невысокий предел упругости. Он заметно повышается при отпуске, когда образуется структура троостита (рис. 11.2). В этой структуре феррит из-за сильного фазового наклепа имеет высокую плотность малоподвижных дислокаций, которые, кроме того, эффективно блокируются дисперсными карбидными частицами. Поэтому троостит отличается стабильной дислокационной структурой.

Кроме высоких упругих свойств отпуск на троостит обеспечивает некоторое повышение пластичности и вязкости

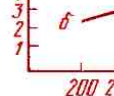


Рис. 11.2. Зависимость предела упругости от температуры отпуска

(особенно в сталях с высоким содержанием углерода). Кроме того, они имеют высокие пределы выносливости и ударной вязкости.

Хорошие результаты достигаются при термической закалке в масле. Она предотвращает образование бейнита. Она имеет высокие механические свойства при малой деформации.

Небольшие пружины изготавливают из стали, которая в термически обработана. Для крупных пружинных элементов при намотке используют в отожженном состоянии. Термической обработке подвергают изделия, полученные методом штамповки.

Сталь для рессорных элементов и пружинных полос. Нарезанные пружинные элементы закалывают в масле. После закалки с определенной скоростью отпускают и собирают.

Углеродистые стали 60Г, 65Г, 70Г по своим свойствам рассмотрены выше (рис. 11.2). Они отличаются невысокой ударной вязкостью, особенно при

* $\sigma_{0,002}$ – условный предел упругости; 0,002 – допуск на остаточную деформацию.

влияет на предел упругости — главное свойство этих сталей. Более существенно оно проявляется в повышении прокаливаемости, релаксационной стойкости, предела выносливости. В связи с этим легированные стали предназначены для больших по размеру упругих элементов и обеспечивают их более длительную и надежную работу.

Дешевые кремнистые стали 55С2, 60С2, 70С3А применяют для пружин и рессор толщиной до 18 мм. Сталь стойка к росту зерна при нагреве под закалку, но склонна к обезуглероживанию — опасному поверхностному дефекту, снижающему предел выносливости. В кремнемарганцевой стали 60СГА этот недостаток выражен менее сильно. Ее преимущественно применяют для рессор толщиной до 14 мм.

Стали 50ХФА, 50ХГФА, которые по сравнению с кремнистыми и кремнемарганцевой сталями подвергают более высокому нагреву при отпуске (520 °С), обладают теплостойкостью, повышенной вязкостью, меньшей чувствительностью к надрезу. Они предназначены для рессор легковых автомобилей, клапанных и других пружин ответственного назначения, которые могут работать при температурах до 300 °С.

Стали 60С2ХА и 60С2Н2А прокаливаются в сечениях соответственно до 50 и 80 мм и применяются для крупных тяжело нагруженных и особо ответственных пружин и рессор. Механические свойства сталей определяются со-

ответственно к концентраторам напряжений, поэтому на поверхности стали большое влияние оказывает обработка поверхности. Предел выносливости сталей с поверхностных дефектов снижается, окисления, грубого шлифования, предела выносливости не ниже 500 МПа, а для сталей 50ХФА и 50ХГФА — не ниже 400 МПа. Для уменьшения влияния концентраторов напряжений используют специальные пружины и легированные стали. Они обрабатываются с особой тщательностью. После упрочнения предел выносливости увеличивается в 1,5—2 раза.

11.2. Пружинные материалы и приборостроения

Упругие элементы машин и механизмов, работающих в условиях высоких пределов упругости и релаксационной стойкости, должны обладать высокой прочностью, немагнитностью, высокой электропроводимостью.

Одно из важнейших требований к пружинным материалам — высокая упругая характеристика. Упругую характеристику называют зависимостью деформации ϵ упругого элемента от приложенного усилия P (или напряжения σ). Примером упругой характеристики является зависимость деформации ϵ от действующего усилия; зависимость перемещения от действующей нагрузки. Упругая характеристика упругого

быть линейной, иначе нельзя обеспечить необходимую точность прибора. Кроме того, она должна допускать возможно большее упругое перемещение. Чем оно больше при одном и том же усилии, тем выше чувствительность упругого элемента. Из рис. 11.3 видно, что при одинаковой нагрузке P_2 упругое перемещение первого элемента больше, чем второго ($\epsilon_1 > \epsilon_2$). В результате первый упругий элемент обеспечит большую чувствительность и меньшую относительную ошибку измерения.

Качество упругого элемента определяется также нагрузкой, необходимой для создания определенной упругой деформации. Чтобы вызвать деформацию, равную ϵ_1 (см. рис. 11.3), первый элемент требует меньшего усилия, чем второй, поэтому качество его выше.

Характеристика упругого элемента зависит от его конструкции (числа витков пружины, диаметра проволоки и т. п.) и упругих свойств материала: модуля упругости и предела упругости. Угол наклона характеристики к оси деформации (см. рис. 11.3) определяется модулем упругости. Чем он меньше, тем больше упругая деформация, наибольшая величина которой $\epsilon_{\max} = \sigma_{0,002}/E$. Стали, имея высокий модуль упругости, не обеспечивают высокой чувствительности упругих элементов приборов. Для их изготовления используют сплавы на основе меди (бериллиевые бронзы), которые при практически одинаковом со сталями пределе упругости имеют по-

тем меньше неупругое перемещение, тем выше класс точности прибора.

К неупругим эффектам относится гистерезисное последствие, проявляющееся в том, что при разгрузке прибор отстает от истинного значения. Гистерезис и внутреннее трение являются причинами неупругости прибора.

Упругое последствие проявляется в отставании части прибора от напряжения материала от напряжения при возрастании нагрузки. При разгрузке элемент до значения σ_1 деформация будет состоять из упругой ϵ_1 и остаточной a и лишь спустя некоторое время достигнет своего истинного значения b . В результате прибор отстает от истинного значения, которое называется гистерезисом. При возрастании нагрузки прибор отстает от истинного значения, которое называется упругим последствием. При устранении нагрузки прибор отстает от истинного значения, определяемого упругим последствием, будут отставать от истинного значения не нагрузки.

В результате релаксации напряжения снизится упругое перемещение при разгрузке упругий элемент до остаточную деформацию. При разгрузке прибора не возвратится к истинному значению.

Гистерезис проявляется в том, что при одинаковой нагрузке прибор отстает от истинного значения. В результате не совпадают значения упругого перемещения прибора, определяемого при возрастании и при уменьшении нагрузки. Гистерезис возникает в материале энергии при деформации. Мерой разницы упругой энергии является площадь петли гистерезиса. Гистерезис проявляется в том, что при возрастании и при уменьшении нагрузки прибор отстает от истинного значения. При возрастании нагрузки прибор отстает от истинного значения, определяемого упругим последствием, будут отставать от истинного значения не нагрузки.

ния реальных поликристаллов, вследствие чего в отдельных микрообъемах при невысоких нагрузках развивается микропластическая деформация.

Внутреннее трение проявляется при циклическом приложении нагрузки ниже предела упругости в результате необратимой потери энергии деформирования. Энергия деформирования теряется вследствие теплообмена в окружающую среду, расходуется на изгибание дислокаций, на перемещение внедренных атомов, в ферромагнитных материалах на токи Фуко и магнитно-упругий эффект, связанный с механоустрикцией.

В идеально упругом материале при циклической нагрузке, частота которой совпадает с собственной частотой упругого элемента, в результате резонанса наблюдается резкое возрастание амплитуды колебаний элемента. В реальных поликристаллах амплитуда колебаний упругого элемента растет в некотором интервале частот, что является проявлением

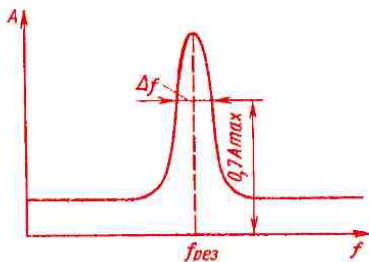


Рис. 11.5. Резонансная кривая упругого элемента

цельствуется выделение фазы. Бериллиевые бронзы — это сплавы с высоким пределом упругости (модулем упругости 18175—78). Такое состояние достигается при отпуске. Печивает малые неупругие деформации. В больших упругих деформациях, это, сплавы обладают высокой прочностью, немагнитными свойствами, технологичностью, а также способны упрочняться термически.

Например, сплав бериллий — медь (2%), после закалки имеет предел упругости 18175 (табл. 11.1).

Увеличение содержания бериллия в сплаве до 2,5% повышает предел упругости. Однако высокая стоимость бериллия ограничивает применение этого сплава. Широко используется титановый сплав, легированный титаном. В титановом сплаве упругим свойствам придает бериллий (0,1%). В титановом сплаве предел упругости достигается при отпуске.

Дальнейшее повышение предела упругости достигается при легировании бериллиевых бронз магнием (0,1%). В титановом сплаве при отпуске происходят процессы старения

ния объемной доли выделяющихся частиц, степени их дисперсности, а также плотности и равномерности их распределения. Микролегирование заметно повышает предел упругости и снижает неупругие эффекты (см. табл. 11.1, сплав БрБНТ1,9Мг).

Разработаны способы термомеханической обработки бериллиевых бронз, при которой сплавы подвергают холодной пластической деформации в закаленном состоянии. Это приводит к более значительному росту предела упругости при старении и к сильному снижению упругого последействия. Так, сплав БрБНТ1,9, деформированный на 50% в закаленном состоянии, после старения при 350°C в течение 0,25 ч имеет предел упругости $\sigma_{0,002} = 1000$ МПа.

Железоникелевые сплавы (ГОСТ 10994-74) менее дефицитны и дешевле бериллиевых бронз. Они имеют примерно тот же предел упругости, но обладают более высоким модулем упругости, что снижает допустимые упругие деформации элемента.

Сплав 36НХТЮ, применяемый для упругих элементов, является сплавом на

железной основе. Никеля и хрома образуются аустенитной структурой с высокой коррозионной стойкостью. Аустенитная структура сплаву хорошие технологические свойства в отношении обработки давлением и сварки. Сплавы с алюминий образуются в аустените, что приводит к образованию фазы перемещения. Сплав термической обработки.

После закалки отливки получают однофазную структуру. В процессе искусственного старения выделяется стабильная γ' -фаза. После старения при 350°C сплав 36НХТЮ имеет предел упругости $\sigma_{0,002} = 800$ МПа.

Дополнительное старение в количестве 10% после термической обработки позволяет получить предел упругости 1000 МПа. Применение термической обработки для сплава 36НХТЮ повышает предел упругости до 1000 МПа.

различающихся промышленностью. Применение легких материалов дает возможность снизить массу, увеличить грузоподъемность летательных аппаратов без снижения скорости и дальности полета, повысить скорость движения автомобилей, судов, железнодорожного транспорта.

К основным конструкционным легким металлам относятся пластмассы, цветные металлы Mg, Be, Al, Ti и сплавы на их основе, а также композиционные материалы. Особенно перспективны материалы, которые дают возможность снизить массу конструкций при одновременном повышении их прочности и жесткости. Основными критериями при выборе конструкционных материалов в этом случае являются удельная прочность $\sigma_{в}/(\rho g)$ и жесткость $E/(\rho g)$. По этим характеристикам легкие материалы неравноценны (табл. 12.1).

ТАБЛИЦА 12.1. Прочность, удельная прочность и удельная жесткость легких материалов и высокопрочной стали

Материал	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{в}/(\rho g)$	$E/(\rho g) \cdot 10^{-3}$
		км	
МА10 (магний)	430	21	2,3
В96 (алюминий)	700	23	2,4
BT15 (титан)	1500	30	2,6
03Н18К9М5Т (железо)	2000	27	2,6
Be	680	37	16,1

Примечание. В скобках указана основа сплава.

материалы предназначены для изготовления нагруженных деталей.

Материалы с высокой прочностью (сплавы Ti, K материалы) предназначены для изготовления деталей. Они рас

12.1. Сплавы на осн

Свойства алюминия
серебристо-белого цвета, при нагревании происходит морфных превращений в решетке гранцентрированного кубического кристаллического типа с параметром $a = 0,4041$ нм.

Алюминий обладает хорошими теплопроводностью (см. табл. 12.1), пластичностью и коррозионной стойкостью (гл. 14.1). Примеси ухудшают свойства.

Постоянные примеси Zn, Ti. В зависимости от содержания примесей первичный алюминий делится на три класса: особой чистоты (особой чистоты), высокой чистоты (A95 (0,005–0,05% примесей), высокой чистоты (A85, A8 и др.). Технический алюминий деформируемого полужесткого типа (фили, прутки и др.), механические свойства которого зависят от его чистоты и содержания примесей и пластичности. Плавление повышает прочность (табл. 12.2).

Ввиду низкой прочности алюминий не применяют для ненагруженных элементов конструкций,

и естественного или искусственного старения (см. п. 5.4).

Легирующие элементы, особенно переходные, повышают температуру рекристаллизации алюминия (рис. 12.2). При кристаллизации они образуют с алюминием пересыщенные твердые растворы. В процессе гомогенизации и горячей обработки давлением происходит распад твердых растворов с образованием тонкодисперсных частиц интерметаллидных фаз, препятствующих прохождению процессов рекристаллизации и упрочняющих сплавы. Это явление получило название структурного упрочнения, а применительно к прессованным полуфабрикатам — пресс-эффекта. По этой причине некоторые алюминиевые сплавы имеют температуру рекристаллизации выше температуры закалки. Для снятия остаточных напряжений в нагартованных полуфабрикатах (деталях), полученных холодной обработкой давлением, а также в фасонных отливках проводят низкий отжиг. Температура отжига находится в пределах 150–300 °С.

Конструкционная прочность алюминиевых сплавов зависит от примесей Fe и Si. Они образуют в сплавах нерастворимые в твердом растворе фазы: $FeAl_3$, $\alpha(Al, Fe, Si)$, $\beta(Al, Fe, Si)$ и др. Независимо от формы (пластинчатой, игольчатой и др.) кристаллы этих фаз снижают пластичность, вязкость разрушения, сопротивление развитию трещин. Легирование сплавов марганцем уменьшает вред-

повышаются характеристики и вязкости разрушения, перпендикулярные деформации. Напряженность сплава Д16 при старении более чем в 2-кратное удлинение при разрыве у сплава Д16 после старения. Для сплава Д16 $\sigma_{0.2} = 43 \div 46$ МПа · м^{1/2}. Для сплава Д16 он равен 43 МПа. Сплавы повышенной прочности используют для ответственных деталей, например, для деталей конструкции паровозных и самолетов.

Алюминиевые сплавы отличаются высокой прочностью по технологии формируемые, литые, обладают способностью к термической обработке (упрочняемые и неупрочняемые) (см. рис. 12.1).

Деформируемые и неупрочняемые сплавы
К сплавам, неупрочняемым после обработки, относятся сплавы Д16 и АМг (табл. 12.3). Сплавы Д16 обладают высокой пластичностью и высокой прочностью при растяжении и выносливостью (см. гл. 12).

Сплавы АМц относятся к сплавам Al–Mn (рис. 12.3, а). Сплав АМц состоит из первичных и вторичных выделений, переходящих в твердый раствор при повышении температуры. Замена железа вместо Mn в сплаве Д16 образует тройную фазу

Д16***	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	—	—	Листы, плиты Прессованные прутки
Д18***	2,2-3	0,2-0,5	—	—	—	Проволока
В95****	1,4-2	1,8-2,8	0,2-0,6	0,01-0,25 Cr	5-7 Zn	Листы, плиты Прессованные прутки
АК6****	1,8-2,6	0,4-0,8	0,4-0,8	0,7-1,2 Si	—	Поковки
АК8****	3,9-4,8	0,4-0,8	0,4-1	0,6-1,2 Si	—	»

* σ_{-1} определен на базе $5 \cdot 10^6$ циклов.

** Механические свойства после отжига.

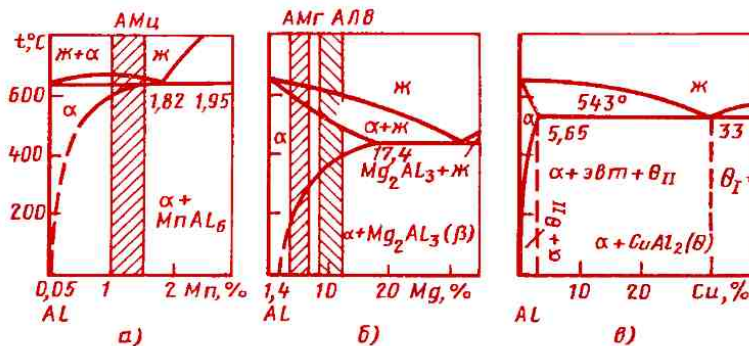
*** Механические свойства после закалки и естественного старения.

**** Механические свойства после закалки и искусственного старения.

чески нерастворима в алюминии, поэтому сплав АМц не упрочняется термической обработкой. В отожженном состоянии сплав обладает высокой пластичностью и низкой прочностью. Пластическая деформация упрочняет сплавы почти в 2 раза.

Сплавы АМг относятся к системе Al-Mg (см. рис. 12.3, б). Магний образует с алюминием α -твердый раствор, кон-

центрация которого при температуре увеличения до 17,4% в результате образования Mg_2Al_3 . Однако сплавы с содержанием до 7% Mg, дают очертания упрочнения при термической обработке. Вследствие этого сплавы АМг и АМц, упрочняются при пластической деформации и термической обработкой (АМц).



ствующем снижении относительного удлинения с 28 до 16%. Легирование магнием, кроме того, вызывает склонность к окислению во время плавки, разливки и кристаллизации, что приводит к появлению оксидных пленок в структуре и снижению механических свойств. Поэтому сплавы с высоким содержанием магния (АМг6, АЛ27) для устранения склонности к окислению легируют бериллием. Укрупнение зерна, вызванное бериллием, устраняется добавкой титана или циркония.

Сплавы типа АМц и АМг применяют для изделий, получаемых глубокой вытяжкой, сваркой, от которых требуется высокая коррозионная стойкость (трубопроводы для бензина и масла, сварные баки), а также для заклепок, переборок, корпусов и мачт судов, лифтов, узлов подъемных кранов, рам вагонов, кузовов автомобилей и др.

К сплавам, упрочняемым термической обработкой, относятся: сплавы нормальной прочности, высокопрочные и др. Типичные представители сплавов — дуралюмины (маркируют буквой Д). Они характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности и относятся к сплавам системы Al—Cu—Mg. Согласно диаграмме состояния Al—Cu (рис. 12.3, в) медь с алюминием образуют твердый раствор, максимальная концентрация меди в котором 5,65% при эвтектической температуре. С понижением температуры растворимость меди уменьшается, достигая 0,1%

большее количество в структуре (Д1). Увеличение количества магния приводит к образованию фазы S и повышению прочности (Д16). Разница в свойствах значительна после упрочняющей термической обработки (состоящей из закалки и старения). При закалке сплавы нагревают до 400—500—510°C, затем охлаждают до 40°C. После закалки сплавы выдерживают в масле из пересыщенного раствора и нерастворимых фаз. При естественном старении происходит образование фазы Престона, богатых

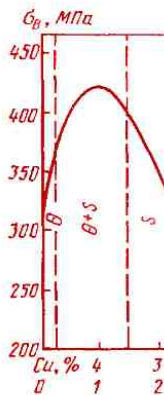


Рис. 12.4. Зависимость предела прочности алюминия от содержания меди при их постоянной выдержке 5%

10 ч) подвергают лишь детали, используемые для работы при повышенных температурах (до 200°C). Большое практическое значение имеет начальный, или «инкубационный», период старения (20–60 мин), когда сплав сохраняет высокую пластичность и низкую твердость. Это позволяет проводить такие технологические операции, как клепка, правка и др. Для проведения подобных операций естественно состаренные сплавы и детали из них можно подвергнуть обработке «на возврат», которая состоит в кратковременной выдержке сплава (1–2 мин) при температуре 230–300°C. Во время нагрева рассасываются зоны Гинье–Престона и восстанавливается пластичность, свойственная сплавам непосредственно после закалки. Однако применение обработки «на возврат» ограничено тем, что у тонкостенных изделий снижается коррозионная стойкость, а у толстостенных за короткое время выдержки восстановление пластичности не успевает произойти по всему сечению. Увеличение выдержки приводит к искусственному старению сплава на поверхности изделия, что вызывает снижение пластичности.

Дуралюмины широко применяют в авиации. Из сплава Д1, например, изготавливают лопасти воздушных винтов, из Д16 – шпангоуты, нервюры, тяги управления и др. Кроме того, их используют для строительных конструкций, кузовов грузовых автомобилей, обсадных труб и др. Сплав Д18 – один из

это фазы в сплавах (Al–Mg–Si) и силицид магния. Эти фазы образуются при закалке и штамповку сплава при температуре 450–475°C. После закалки и искусственного старения сплава. Сплавы с пониженным содержанием магния (АК6) отличаются высокой пластичностью ($\sigma_{0.2} = 360$ МПа) и высокой прочностью для средненагруженных деталей сложной формы: большие и малые фитинги, качалки, болты и др. Сплавы с повышенным содержанием меди (АК8) хуже пластичны, но более прочны. Они используются для высоконагруженных деталей сложной формы: детали пояса лонжеронов, болты, шпильки, болты, шпильки, болты и др.

Высокопрочные сплавы маркируют буквами В. Они отличаются высоким уровнем прочности (600–700 МПа) и высокой прочностью по значению предела текучести. Высокопрочные сплавы В1–В4 содержат магний, алюминий, цинк, медь, марганец и хром. В сплавах В1–В3 магний, алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют твердый раствор. В сплавах В4 магний, алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют твердый раствор, а алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют интерметаллические соединения. В сплавах В1–В3 магний, алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют твердый раствор, а алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют интерметаллические соединения. В сплавах В4 магний, алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют твердый раствор, а алюминий, цинк, медь, марганец и хром образуют интерметаллические соединения.

целесообразным содержанием цинка, магния и меди, обладают повышенной прочностью. Так, сплав В96 имеет $\sigma_b = 700$ МПа; $\sigma_{0,2} = 650$ МПа; $\delta = 7\%$; $HV 1900$. Однако после указанной термической обработки сплавы имеют низ-

кую прочность, поскольку в сплавах присутствуют неравновесные стабильные фазы Гинье-Престона. После старения сплав имеет $\sigma_b = 590 \div 540$ МПа

ТАБЛИЦА 12.4. Химический состав (ГОСТ 2685-75) и механические свойства алюминиевых сплавов

Сплав	Содержание элементов (остальное Al), %					Механические свойства	
	Si	Mg	Cu	Mn	Прочие	σ_b	$\sigma_{0,2}$
						МПа	
АЛ2	10-13	—	—	—	—	130	20
						180	80
АЛ4	8-10,5	0,17-0,3	—	0,2-0,5	—	260	200
АЛ9	6-8	0,2-0,4	—	—	—	220	120
						220	160
АЛ32	7,5-8,5	0,3-0,5	1-1,5	0,3-0,5	0,1-0,3 Ti	270	160
АЛ7	—	—	4-5	—	—	260	200
АЛ19	—	—	4,5-5,3	0,6-1	0,15-0,35 Ti	360	250
АЛ8	—	9,5-11,5	—	—	—	320	—
АЛ27	—	9,5-11,5	—	—	0,05-0,15 Ti, 0,05-0,2 Zr, 0,05-0,15 Be	360	180

Рис. 12.5. Микроструктуры сплава АЛ2, $\times 340$:
 а – до модифицирования; б – после модифицирования

МПа; $\delta = 10 \div 13$; $K_{Ic} = 36$ МПа \cdot м^{1/2};
 $KCT = 75$ кДж/м².

Сплавы применяют для высоконагруженных деталей конструкций, работающих в основном в условиях напряжения сжатия (обшивки, стрингеры, шпангоуты, лонжероны самолетов).

Литейные алюминиевые сплавы. Химический состав и механические свойства некоторых промышленных литейных сплавов приведены в табл. 12.4. Они маркируются буквами АЛ, что значит алюминиевые литейные. Для литейных алюминиевых сплавов наиболее распространена классификация по химическому составу (Al–Si, Al–Cu и Al–Mg).

Лучшими литейными свойствами обладают сплавы Al–Si (силумины). Высокая жидкотекучесть, малая усадка, отсутствие или низкая склонность к образованию горячих трещин и хорошая герметичность силуминов объясняются наличием большого количества эвтектики в структуре этих сплавов. В двойных сплавах алюминия с кремнием эвтектика состоит из твердого раствора и кристаллов практически чистого кремния (рис. 12.5, а), в легированных силуминах (АЛ4 и др.) помимо двойной имеются тройные и более сложные эвтектики.

Плотность большинства силуминов

2650 кг/м³ – меньше алюминия (2700 кг/м³) и свариваются. Хорошее режется только ваннами медью.

Механические свойства механического состава (модифицирования (модифицирование литья и др.) и термического (см. табл. 12.4). В сплавах с увеличением содержания эвтектического компонента пластичность и повышение прочности явление в структуре кристаллов первичного компонента вызывает снижение прочности (рис. 12.6). Несовместимость растворимости кремния 0,05% при 200 °С до критической температуры упрочняются термически. Это объясняется распадом твердого раствора эвтектично происходит, а также большой скоростью распада стабильных соединений. Единственным способом улучшения механических свойств является измельчение структуры при модифицировании.

Силумины обычно получают при производстве, который

фицированного (—) силумина от содержания кремния

и фтористых солей вводят в жидкий сплав в количестве 2–3% от массы сплава. Помимо модифицирующего действия натрия сдвигает эвтектическую точку в системе Al–Si в сторону больших содержаний кремния (рис. 12.7). Благодаря этому эвтектический по составу сплав (АЛ2) становится доэвтектическим. В его структуре помимо мелкокристаллической эвтектики появляются первичные кристаллы мягкой пластичной фазы – твердого раствора (см. рис. 12.5, б). Все это приводит к увеличению пластичности и прочности (см. рис. 12.6, табл. 12.5). Модифицируют как двойные, так и легированные силумины, содержащие более 5–6% Si. Для легирования силуминов часто используют Mg, Cu, Mn, Ti; реже – Ni, Zr, Cr и др. Растворяясь в алюминии, они повышают прочность и твердость силуминов. Кроме того, медь улучшает обрабатываемость резанием, титан оказывает модифицирующее действие. Медь и магний, обладая переменной растворимостью в алюминии, способствуют упрочнению силуминов при термической обработке, как правило, состоящей из закалки и искусственного старения. Температура закалки различных силуминов находится в пределах 515–535 °С, температура старения – в интервале 150–180 °С. Грубокристаллическая структура литейных

и марганца (АЛ14). Литейные сплавы вызывают микротрещины в деталях ответственного назначения. Легирование марганцем изменяют для средних размеров деталей ответственности корпусов компрессоров и цилиндров.

Высокопрочный силумин, разработанный в МВТУ и названный АЛ13, предназначен для литейного производства. Сплав обладает хорошими механическими свойствами, обработываемостью, свариваемостью и коррозионной стойкостью. Марганец повышает скорость литейного процесса, позволяет литье под давлением, способствует лучшему метастабильному литейному отливке деталей. Э

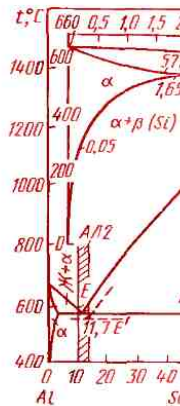


Рис. 12.7. Диаграмма

175 °С. Сплав АЛ32 применяют для литья под давлением нагруженных деталей, например, блоков цилиндров, головок блоков и других деталей автомобильных двигателей.

Сплавы системы Al—Cu (АЛ7, АЛ19) характеризуются высокой прочностью при обычных и повышенных температурах; они хорошо обрабатываются резанием и свариваются. Вместе с тем из-за отсутствия эвтектики сплавы обладают плохими литейными свойствами, имеют низкую герметичность. Как и деформируемые сплавы этой системы, они имеют структуру твердого раствора, но отличаются повышенным содержанием меди (см. рис. 12.3, в). Эвтектика в данной системе (в отличие от силуминов) образуется при высоком содержании меди (33%), поэтому имеет большое количество твердой и хрупкой фазы θ (CuAl_2), вызывающей хрупкость эвтектических сплавов. Литейные и механические свойства сплавов алюминия с медью улучшаются в результате легирования титаном и марганцем (АЛ19). Марганец, образуя пересыщенный твердый раствор при кристаллизации из жидкого состояния, способствует значительному упрочнению сплава. Во время нагрева сплава под закалку наряду с растворением θ -фазы из твердого раствора выпадают мелкодисперсные частицы фазы $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$, увеличивающие прочность при обычных и повышенных температурах. Например, после закалки сплав АЛ19 имеет следующие механиче-

не содержат в своей структуре той же причине, что и сплавы Al—Cu, и характеризуются высокими литейными свойствами: хорошей герметичностью и повышенной чувствительностью к Fe, Si, которые образуют нерастворимые фазы, снижающие пластичность сплавов.

Для того чтобы избежать растрескивание, плавку и разливку сплавов алюминия с медью рекомендуется вести под защитой инертного газа. Легирование двойными элементами не только устраняет склонность к окислению и растрескиванию, но и тормозит естественное старение, вызывающее снижение прочности сплавов. Наиболее высокие свойства сплавы алюминия приобретают после закалки от 500 до 550 °С, в которой находится в равновесии.

Сплавы систем Al—Cu—Mg для изготовления деталей в условиях высоконапряженной работы самолетов и ракетостроения используют для изготовления деталей прилегающих к хвостовому оперению.

Гранулированные сплавы называются сплавы, полученные путем компактирования порошков (гранул), отлитых со скоростью кристаллизации. Они отличаются высокой прочностью при кристаллизации высокими скоростями охлаждения. Чем выше скорость охлаждения,

стояние. При столь высоких скоростях охлаждения при кристаллизации получают пересыщенные твердые растворы с концентрацией, в 2,5–5 раз превосходящей предельную растворимость компонентов в равновесных условиях. Такие твердые растворы называют аномально пересыщенными. Степень пересыщения возрастает в соответствии с расположением металлов в ряду Cr, V, Mn, Ti, Zr.

В процессе технологических операций горячего компактирования сплавов (400–450 °С) из пересыщенного твердого раствора выпадают дисперсные частицы интерметаллидных фаз (Al₆Mn, Al₇Cr, Al₃Zr и др.), которые повышают температуру рекристаллизации (рис. 12.8), увеличивают прочность при обычных (рис. 12.9) и повышенных температурах.

Большой интерес представляют гранулированные сплавы алюминия с элементами, практически нерастворимыми в нем в равновесных условиях и сильно

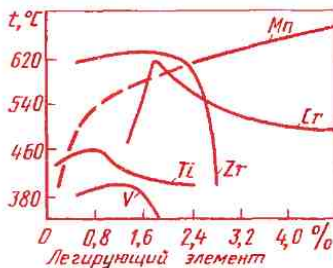


Рис. 12.8. Влияние легирующих элементов на температуру рекристаллизации прессованных прутков, полученных из гранул



Рис. 12.9. Зависимость прочности прессованных прутков от содержания легирующего элемента

отличающимися от алюминия. Такие сплавы имеют высокую прочность, высокую скорость деформации, высокую температуру рекристаллизации, высокую температуру плавления. Такие сплавы имеют высокую прочность при обычных и повышенных температурах. Такие сплавы имеют высокую прочность при обычных и повышенных температурах. Такие сплавы имеют высокую прочность при обычных и повышенных температурах.

достигает 800 МПа.

12.2. Сплавы на основе магния

Свойства магния. Магний—металл серебристо-белого цвета. Он не имеет полиморфных превращений и кристаллизуется в плотноупакованной гексагональной решетке с периодами $a = 0,3202$ нм, $c = 0,5199$ нм.

Магний и его сплавы отличаются низкой плотностью (см. табл. 1.5), хорошей обрабатываемостью резанием и способностью воспринимать ударные и гасить вибрационные нагрузки. Теплопроводность магния в 1,5, а электропроводимость — в 2 раза ниже, чем у алюминия. Примерно в 1,5 раза меньше, чем у алюминия, и его модуль нормальной упругости. Однако они близки по удельной жесткости. В зависимости от содержания примесей установлены следующие марки магния (ГОСТ 804-72): Мг96 (99,96% Mg), Мг95 (99,95% Mg), Мг90 (99,90% Mg). Примеси Fe, Si, Ni, Cu понижают и без того низкие пластичность и коррозионную стойкость (см. п. 14.1). При нагреве магний активно окисляется и при температуре выше 623 °С на воздухе воспламеняется. Это затрудняет плавку и разливку магния и его сплавов. Порошок, тонкая лента, мелкая стружка магния представляют большую опасность, так как самовозгораются на воздухе при обычных температурах, горят с выделением большого количества теплоты и излучением ослепительно яркого света.

Литой магний имеет крупнокристаллическую структуру и низкие механические свойства: $\sigma_b = 110 \div 120$ МПа; $\sigma_{0,2} = 20 \div 30$ МПа; $\delta = 6 \div 8\%$; HV 300. Модифицирование цирконием и пластическая деформация, приводящие к измельчению структуры, несколько улучшают механиче-

стей скольжения. В результате, вследствие, к ув В связи с этим обр проводят при тем стоянии наибольше Чистый магний и свойств как кон практически не при ся в пиротехнике, в ности для синтеза в металлургии раз вов—как раскислит гирующий элемент

Общая характе ция магниевых с магниевых сплав удельная прочно тивление отдель 250–400 МПа и $2 \cdot 10^3$ кг/м³ (табл гирующими эл сплавов являются полнительного ле цирконий, кадмий. Механические све при температуре при легировании цирконием (рис. ной—добавкой ц бенно тория (рис. рий оказывают ствие на структ. Особенно эффек цирконий. Добав шает размер зерн Это объясняется мерным соответс

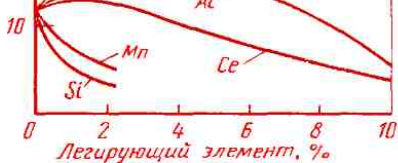


Рис. 12.10. Влияние легирующих элементов на механические свойства магния при 20 °С (прессованные прутки)

решеток Mg и Zr_2 (ГПУ с $a = 0,3223$ нм; $c = 0,5123$ нм). Кроме того, цирконий и марганец способствуют устранению или значительному уменьшению влияния примесей железа и никеля на свойства сплавов. Они образуют с этими элементами промежуточные фазы большой плотности, которые при кристаллизации выпадают на дно тигля, очищая

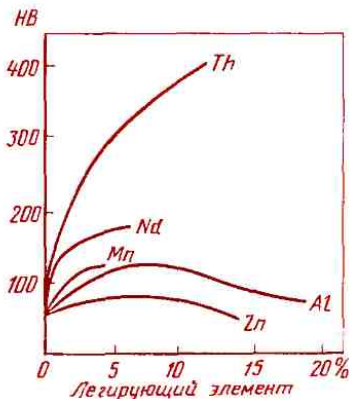


Рис. 12.11. Влияние легирующих элементов на твердость магния при 250 °С

выдержки при нагреве (16–30 ч) для роста фаз. Благодаря этому можно закалывать, склонны к естественному искусственному старению. Высокие температуры выдержки (до 300 °С) ускоряют упрочнение, темп которой достигается у сплавов. Прессованных неодимом, в процессе распада пересыщенного раствора в зависимости от времени старения зоны Гинье–Престона и стабильные упрочнения, но как в некоторых примерах, сплавах с цинком при старении образуются стабильные фазы.

Временное сопротивление и предел текучести значительно повышаются. Термохимическая обработка состоит в пластическом деформировании и закалке каленого сплава при 250 °С.

Из других видов обработки к магниевым сплавам относятся различные виды отжига: рекристаллизационный для снятия остаточных напряжений, для деформируемых сплавов отжиг совмещают с холодной обработкой давлением. Рекристаллизационный отжиг в зависимости от температуры и времени в интервале 150–300 °С и времени изотермического отжига

Рис. 12.12. Растворимость легирующих элементов в магнии

интервале 250–350 °С. Более высокие температуры вызывают рост зерна и понижение механических свойств. Отжиг для снятия остаточных напряжений проводят при температурах ниже температур рекристаллизации.

Магниевые сплавы хорошо обрабатываются резанием (лучше, чем стали, алюминиевые и медные сплавы), легко шлифуются и полируются. Высокие скорости резания и небольшой расход энергии способствуют снижению стоимости обработки резанием деталей из магниевых сплавов по сравнению с другими сплавами. Они удовлетворительно свариваются контактной роликовой и дуговой сваркой. Дуговую сварку рекомендуется проводить в защитной среде из инертных газов. Прочность сварных швов деформируемых сплавов составляет 90% от прочности основного металла.

К недостаткам магниевых сплавов, наряду с низкой коррозионной стойкостью и малым модулем упругости, следует отнести плохие литейные свойства, склонность к газонасыщению, окислению и воспламенению при их приготовлении. Небольшие добавки бериллия (0,02–0,05%) уменьшают склонность к окисляемости, кальция (до 0,2%) – к образованию микрорыхлот в отливках. Плавку и разливку маг-

женным содержанием Fe, Ni, Cu (пов. В этом случае к вляют строчные бу МЛ5пч или МА2пч

Деформируемые
Химический состав и типичные механических деформируемых влены в табл. 12. руемых сплавов чностью обладаю с алюминием и сп ком, легированные серебром, редкозем

Сплавы магния жат 0,2–1,5% Zn и цинк обладают мостью в магнии. жания в сплаве при прочности сначала чения концентрации а затем благодаря ричных фаз Mg_4Al_3 ко в промышленн более 10% Al и б большое количест фаз вызывает сни С понижением тем ция твердого раств рис. 12.12), что дает нять сплавы с пом рения. Сравнительн упрочнения (около объясняется тем, ч дого раствора об бильные фазы с от

Литейные сплавы (ГОСТ 2856-79)

МЛ5*	0,15-0,5	0,2-0,8	7,5-9	—	25
МЛ8*	—	5,5-6,6	—	0,7-1,1 Zr, 0,2-0,8 Cd	25
МЛ12*	—	4-5	—	0,6-1,1 Zr	27
МЛ9	—	—	—	0,4-1 Zr, 0,2-0,8 Y	20
МЛ10	—	0,1-0,7	—	1,9-2,6 Nd 0,4-1 Zr,	20
МЛ15	—	4-5	—	2,2-2,8 Nd 0,7-1,1 Zr, 0,6-1,2 La	21

* Свойства приведены после закалки и старения; для других литых — в

расстоянием между частицами. Причем упрочняющие фазы в этих сплавах обладают большой склонностью к коагуляции, которая начинается до достижения полного распада пересыщенного твердого раствора.

Цинк и алюминий придают сплавам хорошую технологическую пластичность, что позволяет изготавливать из них кованные и штампованные детали сложной формы (например, крыльчатки и жалюзи капота самолета). Для устранения вредного влияния железа сплавы дополнительно легируют марганцем. Сплавы с низким содержанием алюминия и поэтому небольшим количеством вторичных фаз в структуре дают незначительное упрочнение при закалке и старении. Они применяются в горячепрессованном или отожженном состояниях. Сплавы с высоким содержанием алюминия, дополнительно легированные сереб-

ром и кадмием (МА14) имеют высокую прочность и удельной прочностью магниевого сплава.

Кадмий неограниченно растворим в магнии и не образует твердый раствор, к механические свойства сплава. Пластичность сплава МА14 дает хотя и ограниченную пластичность (15,5% по максимуму) в магнии. Высокая прочность объясняется наличием дисперсированного алюминия и кадмия в твердом растворе. Количество упроч-

Высокопрочные сплавы с высоким содержанием (МА14), кадмием (МА19 и др.). Магний образует твердый раствор, к

вают 5-6%.

Цирконий оказывает рафинирующее и модифицирующее действие. Вступая в соединение с водородом, цирконий уменьшает пористость. Измельчая структуру сплавов магния с цинком, цирконий вызывает повышение временного сопротивления и особенно предела текучести, пластичности. Полной упрочняющей термической обработке эти сплавы обычно не подвергают, так как при нагреве под закалку снимается наклеп, полученный полуфабрикатами при прессовании, штамповке; упрочнение при старении настолько мало, что не обеспечивает уровня исходных свойств. Большой эффект дает старение, проведенное непосредственно после прессования (штамповки).

Недостатками сплавов являются сложность приготовления, обусловленная низкой растворимостью циркония в жидком магнии, склонность к образованию трещин, затрудняющих горячую прокатку и сварку сплавов. Сплавы применяют для несвариваемых сильно нагруженных деталей (обшивки самолетов, деталей грузоподъемных машин, автомобилей, ткацких станков и др.).

Кадмий в сплавах магния с цинком не образует промежуточных фаз. Легируя твердый раствор, он повышает прочность и пластичность сплавов этой системы. Редкоземельные металлы дополнительно увеличивают прочностные характеристики в результате образова-

механические свойства. Улучшение свойств литейных сплавов достигается различными способами модифицирования. В частности, при производстве ливок, а также при изготовлении чистых шихтовых сплавов. В результате взаимодиффузии с железом образуются интерметаллиды типа $FeAl_3$, которые являются центральными.

Для модифицирования цирконий, магний и алюминий. Реакция происходит при интерметаллидных соединениях.

Механические свойства магниевых сплавов зависят от содержания на уровне свойств. Для магниевых сплавов, характеризующихся высокой плотностью, магний входит их по удельной массе.

Наибольшее распространение имеют сплавы системы магний-алюминий. Для сплавов с повышенным содержанием алюминия характерен более высокий уровень прочности. В результате диффузии в результате диффузии жидкотекучести и пластичности (рыхлости) с увеличением пластичности, склонности к образованию горячих трещин.

бавки цинка способствуют улучшению технологических свойств. Гомогенизация при 420 °С (12–24 ч) и закалка от этой температуры способствуют повышению прочности и пластичности. Вследствие малой скорости диффузии алюминия в магнии сплавы закаливаются при охлаждении на воздухе. Старение при 170–190 °С дополнительно повышает временное сопротивление и особенно предел текучести сплавов.

Малая плотность магниевых сплавов, а в отдельных случаях высокая удельная прочность, способствуют их широкому применению в самолетостроении (корпуса приборов, насосов, коробок передач, фонари и двери кабин и др.), ракетной технике (корпуса ракет, обтекатели, топливные и кислородные баки, стабилизаторы), конструкциях автомобилей,

дополнительно легированных (с цинком (МЛ8), РЗМ (МЛ9), алюминий и др.) сплавов. Они имеют высокую литейные свойства: склонность сплавов к образованию трещин и пор, что снижает прочность при повышенных температурах. Мелкозернистая структура отливок, легированных цинком, защищает сплав от вредного воздействия влаги. Кроме того, же благоприятно влияет на твердого раствора, что повышает твердость и прочность. Структура рекристаллизуется при старении, что повышает механические свойства. Высокопрочные сплавы применяют для изготовления деталей самолетов и вертолетов, корпусов компрессоров, шасси, колонок упругих элементов.

12.3. Неметаллические материалы

Общая характеристика пластмасс. Пластмассы или просто пластмассы — это материалы, изготовленные из полимеров. Состав композиционных материалов: простые пластики — это смеси полимеров без добавок; пластики — это смеси полимеров с различными добавками: стабилизаторы, пластификаторы, наполнители.

Наполнители добавляют 40–70% (по массе) для улучшения механических свойств, снижения стоимости и изменения других



Рис. 12.13. Микроструктура сплава МЛ5 в литом состоянии, $\times 340$

молекул друг с другом поперечными связями. Изменения исходной структуры макромолекул составляют сущность старения пластмасс, которое необратимо снижает прочность и долговечность изделий. Добавки стабилизаторов замедляют старение.

Пластификаторы добавляют в количестве 10–20% для уменьшения хрупкости и улучшения формуемости. Пластификаторами являются вещества, которые уменьшают межмолекулярное взаимодействие и хорошо совмещаются с полимерами. Часто пластификаторами служат эфиры, а иногда и полимеры с гибкими молекулами.

Специальные добавки — смазочные материалы, красители, добавки для уменьшения статических зарядов и горючести, для защиты от плесени, ускорители и замедлители отверждения и другие — служат для изменения или усиления какого-либо свойства.

Отвердители в количестве нескольких процентов добавляют к термореактивным пластмассам для отверждения. При этом между макромолекулами возникают поперечные связи, а молекулы отвердителя встраиваются в общую молекулярную сетку. В качестве отвердителей используют органические перекиси и другие вещества, серу (в резинах).

Основой классификации пластмасс служит химический состав полимера. В зависимости от полимера пластмассы

т/м³), а у пенопласта — 0,05 т/м³; высокая химическая стойкость; хорошие электроизоляционные свойства. Коэффициент теплового расширения [Вт/(м·°С)] и температурное расширение, в 10 раз больше, чем у обычных сталей. Пластмассы в сочетании с металлами обеспечивают надежную герметичность в строительстве, не подвержены коррозии, высокую теплостойкость и небольшую вязкость при контакте с металлами.

Механические свойства пластмасс. Пластмассы (термопласты и термореактивные) находят широкое применение в промышленности в больших количествах. Значительная часть пластичных полимеров используется в пленку, волокна, нити, локна, которые трудно переработать, можно изготовить из полимеров.

Под нагрузкой пластмассы, как вязкоупругие материалы, деформация является суммой упругой деформации и вязкой деформации и деформации ползучести. Соотношения между частями деформации зависят от условий деформации и от условий деформации и температуры.

Поведение пластмасс имеет очень сложную природу.

дартные испытания на растяжение и удар дают приближенную оценку механических свойств. Эта оценка справедлива лишь для конкретных условий испытания (определенная скорость нагружения, температура, состояние образца). При других условиях испытания результаты окажутся другими. Изменения внешних условий и скоростей деформирования, которые совсем не отражаются на механических свойствах металлических сплавов, резко изменяют механические свойства термопластичных полимеров и пластмасс. Чувствительность механических свойств термопластов к скорости деформирования, времени действия нагрузки, температуре, структуре является их типичной особенностью.

Стеклообразные термопласты при растяжении, как правило, сильно вытягиваются. При разрыве остаточная деформация составляет десятки и сотни процентов. Эта деформация называется вынужденной высокоэластичной; она возникает в результате вытягивания скрученных макромолекул под действием нагрузки. При растяжении материал начинает течь, в образце появляется шейка. Пластическое течение образца на участке *mn* (рис. 12.14) есть не что иное, как постепенное распространение шейки на весь образец. При разрыве образца вынужденная высокоэластичная

валяется *рекристаллизация*. Кристаллизация состоит из трех этапов: разрушения молекул под действием напряжений по направлению действия силы на участки кристаллами; появления связей между параллельными макромолекулами; закрепления полученной деформации, которая сохраняется после снятия нагрузки. Пластичные материалы, содержащие молекулярные связи, при растяжении вдоль направления не обнаруживают изменения. В этом случае деформация имеет вид, показанный на рис. 12.14, а удлинение достигает десятков процентов.

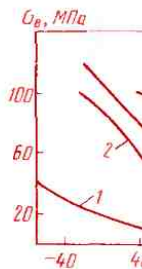


Рис. 12.15. Зависимость предела прочности от температуры: 1 — полиэтилен; 2 — полипропилен; 3 — полиэтилентерефталат; 4 — полиимид;

как конструкционные материалы уже и при 50°C.

При охлаждении ниже 25°C прочность растет, но одновременно увеличиваются хрупкость и чувствительность к надрезам (рис. 12.16).

2. Зависимость от длительности нагружения. При длительном действии нагрузки уменьшается прочность (рис. 12.17), появляется остаточная деформация. Эта деформация представляет собой вынужденную высокоэластичную деформацию. При статическом нагружении в течение года временное сопротивление понижается вдвое.

3. Зависимость от скорости деформирования. При увеличении скорости деформирования повышается жесткость пластмасс, так как не успевает развиваться высокоэластичная деформация,

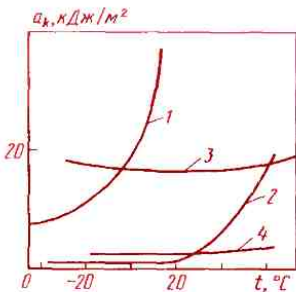


Рис. 12.16. Зависимость ударной вязкости от температуры и остроты надреза:

1 — поливинилхлорид, $r = 2$ мм; 2 — то же, $r = 0,25$ мм; 3 — органическое стекло без надреза; 4 — то же, $r = 0,25$ мм

от времени нагружения
1 — полистирол; 2 — со-
поливинилхлорид; 4 —
полиэтилентерефталат
6 — стеклотекстолит (в
сравнения)

и возрастает склонность к разрушению.

4. Зависимость массы с ориентированной структурой анизотропии молекул в 2–4 прочность вдвое. И на вдоль ориентации молекул, а в поперечной — уменьшена. Молекулы — одна из причин деформаций, особенно в растворителях и средах.

В кристаллических полимерах свойства зависят от степени кристаллизации. Чем выше степень кристаллизации, тем выше прочность и жесткость полимеров при ударе. При высокой степени кристаллизации снижается хрупкость.

Модули упругости полимеров и пластмасс меньше, чем у металлов. Наиболее жесткие полимеры — органическое стекло при ударе. Модуль упругости соответствует $3,3 \cdot 10^3$ МПа, а на полиэтилен имеет модуль упругости $1,8 \cdot 10^3$ МПа, да и прочностью тер-

Общими недостатками пластмасс являются невысокая теплостойкость, нестабильность свойств из-за старения, ползучесть под действием нагрузки. Чем выше значения $t_{ст}$ и $t_{кр}$, тем лучше оказывается теплостойкость.

Механические свойства термопластов улучшаются при использовании в качестве наполнителя 20–30% стеклянного волокна. При этом сохраняется возможность переработки термопластов с использованием литья под давлением и экструзии. Наполненные пластмассы отличаются высокой стабильностью размеров под действием нагрузки, повышенной прочностью, но хуже сопротивляются ударам.

Механические свойства термопластов изменяются под влиянием окружающей среды: атмосферного старения под действием влаги, света и кислорода воздуха. Условия атмосферного старения типичны для многих изделий из волокон, пленки, а также массивных изделий.

Хорошую стойкость против старения имеет органическое стекло, большинство термопластов также достаточно устойчивы, хотя их прочность и уменьшается. Полиэтилен наименее стоек: за два-три года сильно разрушается, особенно на солнечном свете под действием ультрафиолетовых лучей. Для замедления старения полиэтилена применяют особые противостарители. Их используют для сохранения естественного цвета и светопрозрачности материала. Добавки сажи (2–3%) также за-

100°C) разрушает изделия изготовляемого материала, а затем они в течение суток поглощают влагу до насыщения. Нагрузка достаточно устойчива даже при колебаниях температуры воздуха.

В своем большинстве термопласты нечувствительны к воздействию агрессивных жидкостей и твердыми материалами прочность не снижается.

При выборе термопластов учитываются их горючесть. Большинство термопластов самозатухают в открытом пламени. При их использовании в различных вредных средах необходимо применять специальные добавки. Одним из самых распространенных является полифосфорный ангидрид. Пористые пластмассы используются в необходимых случаях в качестве термопластов с уменьшенной прочностью и другими добавками.

Механические свойства реактивных пластмасс. Реактивные пластмассы (реактопласты) в основе эпоксидных, полиуретановых, фенольных и кремнийорганических. Пластмассы применяются в основном в виде пленок, листов и поэтому при выборе термопластов устойчивы против воздействия агрессивных жидкостей и твердыми материалами. Термопласты нерастворимы в органических жидкостях и не набухают в отдельных

Фторопласт-3	37	160-190	8
Органическое стекло	80	5-6	
Поликарбонат:			
без наполнителя	60-65	80-120	20
с 30% волокна	90	3,5	
Капрон:			
сухой	75-85	50-130	3
насыщенный водой	35-50	160-250	≥
сухой + 30% волокна	180	3	
насыщенный водой + 30% волокна	100-125	4	
Эпоксидный пластик	60	4	≥
+ 65% стеклянной ткани (для сравнения)	500	~ 2,5	

* По ГОСТ 4647-80.

водостойки и поглощают не более 0,1-0,5% H₂O.

Все полимеры при отверждении дают усадку; она минимальна у эпоксидных полимеров (0,5-2%) и особенно велика у полиэфиров (~10%). Для уменьшения усадки и повышения прочности используют наполнители и регулируют условия отверждения. Отверждение эпоксидных и полиэфирных пластмасс не связано с выделением побочных веществ, поэтому при изготовлении изделий нет надобности в больших давлениях. Эти пластмассы пригодны для изделий больших размеров. Если при отверждении выделяются низкомолекулярные вещества (например, у фенопластов), то изделия получают под давлением во избежание образования вредной пористости и других дефектов. При переработке фенолоформальдегидных и некоторых других пластмасс необхо-

димые давления 10-100 МПа, поэтому ограничены техниче- ми прессового обо- мореактивные поли- ждения имеют ни- кость и поэтому ис- нителями.

Преимуществом реактивных пластм- шая стабильность м- и относительно ма- температуры, скоро- и длительности дей- более надежны, чем- испытаниях на ра- разрушаются без п- и образования ше- Верхняя граница реактопластов опр- кой устойчивостью- наполнителя (меньше-

и сплавы алюминия. Термореактивные порошковые пластмассы наиболее однородны по свойствам. Такие пластмассы хорошо прессуются и применяются для наиболее сложных по форме изделий. Недостаток порошковых пластмасс — повышенная ударная вязкость (табл. 12.7).

Волокниты — это пластмассы, в которых наполнителем являются волокна. Они отличаются повышенной прочностью, а главное — ударной вязкостью. Благодаря волокнам ударная вязкость превышает 10 кДж/м^2 , а при использовании стеклянного волокна достигает $20\text{--}30 \text{ кДж/м}^2$. Волокниты, наполненные асбестовым волокном, сочетают теплоустойчивость (до 200°C) с высоким коэффи-

Ориентация волокон приводит к анизотропии. Вдоль направления волокон максимальна, а в поперечном направлении — минимальна.

Слоистые пластмассы относятся к той же группе самых распространенных пластмасс. Лишь в отличие от листовых пластмасс они уложены слоями, что приводит к появлению лам анизотропности.

Свойства слоистых пластмасс зависят от вида полимера, направления укладки листов и ориентации волокон в них. Сочетания между полимером и наполнителем различны. По виду наполнителя слоистые пластмассы делятся на текстолиты — матери-

ТАБЛИЦА 12.7. Свойства термореактивных пластмасс

Материал	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	a , кДж/м ²
Термореактивные полимеры без наполнителей:			
фенолоформальдегидные	15—35	1—5	} Менее
полиэфирные	42—70	2	
эпоксидные	28—70	3—6	
кремнийорганические	22—42	5—10	
Порошковые пластмассы	30—60	1—3	0,5—
Волокниты	30—90	1—3	10—
Гетинаксы	60—70	—	4—
Текстолиты	65—100	1—3	20—
Стеклотекстолиты	200—600	1—3	50—
Пористые пластмассы	0,5—2,5	—	Около

* По ГОСТ 4647—80.

содержании материал более экономичен, но зато менее прочен и неводостоек.

Способ укладки листов в слоистой пластмассе особенно важен, когда сами листы наполнителя неоднородны по структуре и свойствам. Для древесного шпона различие в прочности вдоль и поперек волокон общеизвестно. В тканях наибольшую однородность свойств обеспечивает полотняное переплетение. Здесь нити основы и нити утка равномерно переплетены друг с другом. В кордной ткани, напротив, прочность максимальна вдоль нитей основы, а нити утка расположены редко и предназначены только для сплетения основы.

Стекловолоконное волокно не так эластично, как полимерное или хлопчатобумажное. Стеклоткань полотняного переплетения в стеклотекстолитах обеспечивает минимальную прочность, так как при частых перегибах волокна получается больше обрывов. Наивысшая прочность (правда, в одном направлении) получается при укладке слоев стекловолоконного волокна в соотношении 10:1, т. е. в 10 слоях волокна имеют одинаковое направление, а в одиннадцатом — направление волокон изменяется на 90°. Предел прочности такого материала 850–950 МПа. При укладке такого же наполнителя в соотношении 1:1, т. е. направления волокон в соседних слоях перекрещиваются под углом 90°, прочность уменьшается вдвое. При любом способе укладки волокна или ткани материалы

схватывания со с
Стеклотекстолит
плотность (1,6–1,
прочностью и жест
прочность обесп
связка, а минима
нические полимер
по способности
превосходят ста
и сплавы алюмин
хорошую выносли
нагрузках. По те
эти материалы бл
отметить, что м
прочности и жест
в направлениях по
нам.

При нагреве
разупрочняется бы
му прочность на с
жается быстрее пр
ние.

Слоистые пласт
или полимерным
десяток секунд в
туру свыше 3000
слоях разрушается
ся наполнитель и
кий кокс, который
бокие слои матери
лежит в основе п
в качестве теплоз

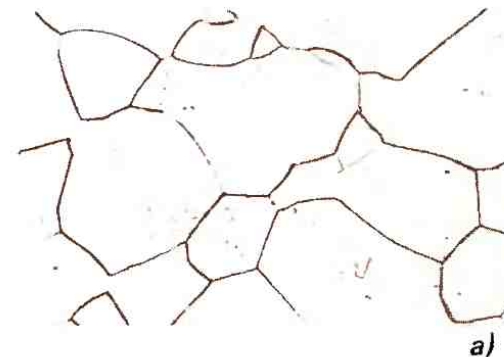
Терморреактивны
зуют в виде клеев
влении оболочков
различной техно
абразивного инст

хорошие механические свойства и отличная коррозионная стойкость. Бериллий и композиционные материалы выгодно отличает от сплавов титана высокая удельная жесткость.

Удельная жесткость — это важнейшая характеристика современных конструкционных материалов. Высокая удельная жесткость в сочетании с хорошей удельной прочностью позволяет снизить массу конструкции при повышении ее прочности и жесткости. Это особенно важно в самолето- и ракетостроении.

13.1. Титан и сплавы на его основе

Свойства титана. Титан — металл серого цвета. Он имеет две полиморфные модификации. Низкотемпературная модификация Ti_{α} , существующая до 882°C , характеризуется гексагональной плотноупакованной решеткой с периодами $a = 0,296$ нм, $c = 0,472$ нм. Высокотемпературная модификация Ti_{β}



эдрической структуры — при быстром охлаждении — по сравнению с образованием (рис. 13.1 б).

Промышленный сплав титана состоит в обогащении титановой руды с последующим выделением из четырехвалентным магнием титановую губку (Губку получают по твердости и т. д.). Для получения губки размалывается и спекается или переплавляется в печах в вакууме или инертных газах.

Для уменьшения пористости и более равномерного сечения слитка рекристаллизационная переплавка. Для получения новых слитков крупнозернистые слитки измельчают путем механической обработки или бором. По



Рис. 13.1. Микроструктуры технического титана, $\times 340$:
а — после отжига; *б* — после закалки

Отличительными особенностями титана являются хорошие механические свойства, малая плотность, высокая удельная прочность и коррозионная стойкость. Физические свойства чистого титана приведены в табл. 15.

Низкий модуль упругости титана, почти в 2 раза меньший, чем у железа и никеля, затрудняет изготовление жестких конструкций.

Механические свойства титана характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности (табл. 13.1).

Высокая пластичность иодидного титана по сравнению с другими металлами, имеющими гексагональную кристаллическую решетку (Zn, Cd, Mg), объясняется большим количеством систем скольжения и двойникования благодаря малому соотношению $c/a = 1,587$. Помимо базисных плоскостей (0001) скольжение в титане происходит по призматическим (1010) и пирамидальным (1011) плоскостям, двойникование — по плоскостям (1012), (1121), (1122) и др.

Механические свойства титана сильно зависят от наличия примесей (см. табл. 13.1), особенно водорода, кислорода, азота и углерода, которые образуют с титаном твердые растворы внедрения и промежуточные фазы: гидриды, оксиды, нитриды и карбиды. Небольшое количество кислорода, азота и углерода повышает твердость, временное сопротивление и предел текучести, однако при этом значительно уменьшается пластичность (рис. 13.2), снижается коррозионная стойкость, ухудшаются свариваемость, способность к пайке и штампуемость. Поэтому содержание этих примесей в титане ограничено сотыми, а иногда тысячными долями процента. Аналогичным образом, но в меньшей степени, оказывают влияние на свойства

напряжений. Допустимый уровень напряжений в техническом титане в пределах 0,008–0,012 %.

При повышении температуры предел прочности снижается. Титан обладает высокой прочностью даже при температурах до 1000 °С. Пластичность титана сохраняется до температуры плавления. Предел текучести титана составляет 1250 МПа. При этом, как и для других металлов, наблюдается явление временного сопротивления ползучести.

Титан обладает высокой прочностью и удельной прочностью при температуре 20–25 °С, но при понижении температуры его прочность повышается. При температуре 1250 МПа. При этом, как и для других металлов, наблюдается явление временного сопротивления ползучести.

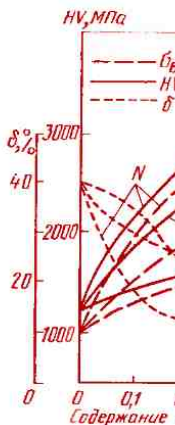


Рис. 13.2. Зависимость механических свойств титана от содержания примесей

четанием прочности
ность шва составляет
ного металла.

Титан плохо обраба
липают на инструмен
быстро изнашивается.
требуются инструмен
стали и твердых сплав
зания при большой л
ния, интенсивное охл
титана относятся та
ционные свойства.

Влияние легирующей структуры и свойств
Легирующие элемент
влияния на полиме

Рис. 13.3. Зависимость механических свойств титана от степени пластической деформации

кую пластичность (относительное удлинение 15–20%).

Пластическая деформация значительно повышает прочность титана (рис. 13.3). При степени деформации 60–70% прочность увеличивается почти в 2 раза. Для снятия наклепа проводят рекристаллизационный отжиг при температуре 650–750°C.

При повышении температуры титан активно поглощает газы: начиная с 50–70°C – водород, свыше 400–500°C – кислород и с 600–700°C – азот, окись углерода и углекислый газ. Высокая химическая активность

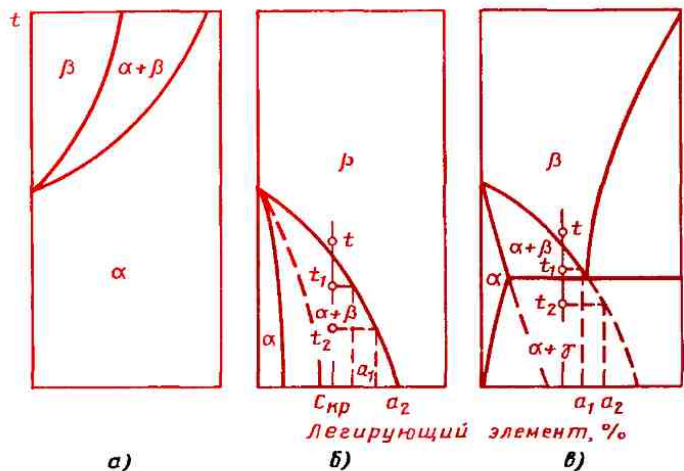


Рис. 13.4. Диаграммы состояния титан – легирующий элемент (схем а – Ti – α -стабилизаторы; б – Ti-изоморфные β -стабилизаторы; в – Ti-звектлизаторы; ζ – Ti-нейтральные элементы)

вы.

Алюминий — широко распространенный, доступный и дешевый металл. Введение его в титановые сплавы уменьшает их плотность и склонность к водородной хрупкости, повышает модуль упругости, прочность при 20–25 °С (рис. 13.5) и высоких температурах.

В левой части диаграммы состояния (рис. 13.6) титан с алюминием образуют два твердых раствора: α -твердый раствор алюминия в Ti_{α} , концентрация которого изменяется от 7,5% при 20 °С до 11,6% при перитектоидной температуре, и β -твердый раствор алюминия в Ti_{β}

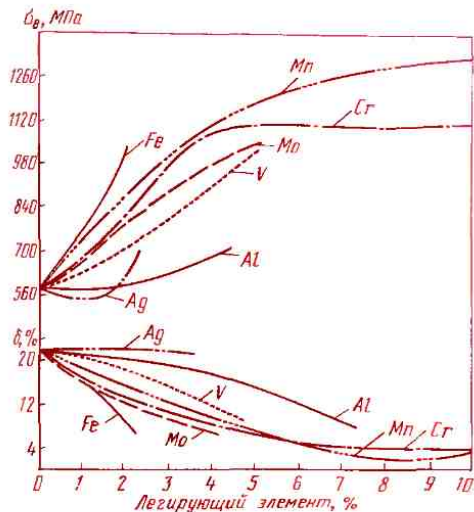


Рис. 13.5. Влияние легирующих элементов на механические свойства титана

0 10 20
Ti

Рис. 13.6. Диаграмма

с предельной рас...
При содержании ал...
в структуре сплавов...
раствором появляет...
она имеет гексаг...
с упорядоченным р...
мов и сильно охруп...
Добавка к сплава...
нием таких β -стабл...
Mo, Nb, Mn, уме...
к образованию упо...
туры (сверхструктур...
 α_2 -фаза образуется...
жании алюминия. К...
туре появляется β -ф...
но улучшает технол...
ность сплавов.

Поскольку α -стаб...
тельно повышают...
морфного превраще...
превращение в спл...
 α -структурой проис...
температурах, когда...
мальный механизм...
вращения. Переохла...
ких температур, при...
мартенситное превра...
вах не удается даже...
скоростях охлажден...
с устойчивой α -с...
упрочнять термическ...

ют с титаном диаграммы состояния с эвтектоидным распадом β -фазы, в результате которого появляется смесь α - и γ -фаз (см. рис. 13.4, в); γ -промежуточная фаза переменного или постоянного состава, образованная титаном и легирующим элементом, например фаза Лавеса $TiCr_2$ в системе $Ti-Cr$. Эвтектоидный распад вызывает резкое повышение хрупкости титановых сплавов. В некоторых системах ($Ti-Cu$, $Ti-Ag$ и др.) превращение происходит очень быстро, и переохладить β -фазу до температуры $20-25^\circ C$ нельзя даже при высоких скоростях охлаждения. В других системах ($Ti-Mn$, $Ti-Cr$, $Ti-Fe$) эвтектоидное превращение происходит только в условиях охлаждения, близких к равновесным. В них эвтектоидного распада практически не наблюдается, а $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращение идет так же, как в сплавах с диаграммами состояния первого типа (см. рис. 13.4, б). В этих сплавах β -фаза легко переохлаждается. В зависимости от степени легированности β -фаза или превращается при низких температурах по мартенситному механизму, или фиксируется при температуре $20-25^\circ C$ без превращения. Способность β -фазы к переохлаждению лежит в основе упрочняющей термической обработки титановых сплавов. Согласно приведенным диаграммам состояния титановые сплавы, легированные β -стабилизаторами, могут иметь однофазную структуру α -твердого раствора малой концентрации, двухфазную ($\alpha + \beta$ -

более благоприятное титановых сплавов Cr, Mn .

Нейтральные элементы мало влияют на морфологическое превращение. Легирование титановых сплавов нейтральными элементами фазового состава. Элементы влияют на свойства сплавов благодаря образованию α - и β -фаз, в которых они находятся. Наибольшее практическое значение имеют олово и цирконий, которые повышают прочность титановых сплавов при $20-25^\circ C$ и высоких скоростях охлаждения. Добавление алюминия и магния способствует снижению температуры перехода $\alpha \rightleftharpoons \beta$ и увеличению пластичности.

Особенности термической обработки титановых сплавов. Титановые сплавы в основном подвержены деформации и старению, а также коррозионной обработке.

Отжиг проводят после холодной деформации и после наклепа. Температура отжига может быть выше температуры $\alpha \rightleftharpoons \beta$ фазового перехода, но не может превышать температуры β -стабилизации, но не может превышать температуры роста зерна. Температуры стабилизации титана, в зависимости от состава и степени деформации, лежит в диапазоне $400-600^\circ C$. Легирование титана повышает температура

гирующих элементов. Концентрация β -фазы зависит от температуры нагрева (см. рис. 13.4, б). Так, при температуре t_1 содержание легирующего элемента в β -фазе соответствует точке a_1 , а при более низкой температуре t_2 — точке a_2 на оси концентраций. Поскольку с понижением температуры концентрация легирующих элементов в β -фазе увеличивается, отжиг для ее стабилизации должен быть по возможности низким (но не ниже температуры рекристаллизации). Практически такой отжиг проводят при температуре 750–850 °С. Более высокая термическая стабильность достигается после изотермического отжига. Он состоит в нагреве до температуры выше температуры рекристаллизации (для снятия наклепа) с последующим охлаждением до более низкой температуры и выдержке для стабилизации β -фазы.

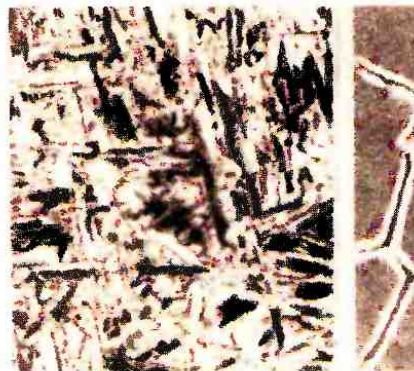
зультате мартенситной фазы и 2) нагрев в кристаллизации для па ($\sim 800^\circ\text{C}$).

Хотя при $\beta \rightleftharpoons \alpha$ новые сплавы пре изменения объема мазовый наклеп мал способствует увеличению ползучести.

Упрочняющая термообработка (закалка и старение) для титановых сплавов с $(\alpha + \beta)$ (рис. 13.4, б, в). Закалка из β -состояния и охлаждение в некоторых случаях, приводит к интенсивному росту мартенсита. При этом происходит переход в β -состояние. Для снятия наклепа проводят отжиг из $(\alpha + \beta)$ -область. При этом снижаются степень наклепа и повышается прочность фазы и прочност

Рис. 13.7. Микроструктуры титановых сплавов, $\times 340$:

а — VT6 — после закалки;
б — VT15 — после закалки и старения



а)

ванности).

Элементы, которые наиболее часто применяют для легирования титановых сплавов, имеют следующие критические концентрации $c_{кр}$: V—15; Mo—11; Mn—8; Cr—6; Fe—4%. α' -фаза обладает более высокой твердостью и прочностью, чем стабильная α -фаза, но упрочнение в этом случае значительно меньше, чем при мартенситном превращении стали.

При старении из α' -фазы выделяется β -фаза различной дисперсности, вызывающая уменьшение твердости, или интерметаллидная фаза (например, $TiCr_2$), способствующая охрупчиванию сплава.

С увеличением концентрации легирующих элементов, особенно Fe, Mn, Cr, Mo и V, выше критической, температуры начала (рис. 13.8) и конца мартен-

литической решетки. Процесс образования происходит в одновременном смещении атомов на расстояние, меньшее, чем в этом случае две соседние атомы, сближаясь в противоположных направлениях; третья фаза вызывает изменение твердости и хрупкости титанового сплава.

Во время старения при температуре (300–350 °C) также выделяется охрупчивающая фаза, которая не ведет при более высокой температуре (480–550 °C), когда выделяется фаза, повышающая твердость (см. рис. 13.8).

Для повышения твердости титановые сплавы подвергают азотированию. Лучшие результаты достигаются в среде сульфатной кислоты, азота. Азотирование повышает твердость, жаропрочность сплава, тогда как азотирование способствует охрупчиванию титановых сплавов вследствие образования интерметаллидного слоя. Азотируют титан при 850–950 °C в течение 1–2 ч на поверхности образуется тонкий слой и образуется твердый раствор. Толщина слоя равна 0,06–0,1 мм.

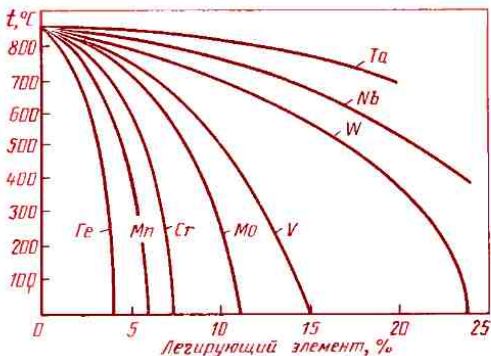


Рис. 13.8. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения титана

ческим титаном имеют при достаточной хорошей пластичности, высокой коррозионной стойкости и малой плотности более высокую прочность при 20–25 °С и повышенных температурах. По сравнению с бериллием они более пластичны и технологичны, меньше стоят, безопасны для здоровья при обработке. По сравнению с алюминиевыми и магниевыми сплавами обладают более высокой удельной прочностью (см. табл. 12.1), жаропрочностью и коррозионной стойкостью.

По технологии новые сплавы подмируемые и литейным свойствам – на прочность, высокие прочные, повышенные способности упрочнения термической обработкой, упрочняемые и не поддающиеся глубокой обработке, в закаленном состоянии ($\alpha + \beta$)-, псевдо- β -Деформируемые

ТАБЛИЦА 13.2. Химический состав (ГОСТ 19807–74), структура некоторых сплавов титана

Сплав	Содержание элементов (остальное Ti), %				Структура	Мех.
	Al	V	Mo	Прочие		σ_B
BT5 BT5–1	4,3–6,2 4–6	–	–	– 2–3 Sn	α -сплавы	700–950 750–950
OT4–1	1–2,5	–	–	0,7–2 Mn	Псевдо- α -сплавы	600–750
OT4 BT20	3,5–5 5,5–7,0	– 0,8–2,3	– 0,5–1,8	0,8–2 Mn 1,4–2,5 Zr		700–900 950–1100
BT6*	5,3–6,8	3,5–5,3	–	–	$(\alpha + \beta)$ -сплавы	1100–1150
BT14*	3,5–6,3	0,8–1,9	2,5–3,8	–		1150–1400
BT16*	1,6–3,8	4,0–5,0	4,5–5,5	–		1250–1400
BT22	4,8–5,2	4,5–5,5	4,5–5,5	0,8–1,2 Cr 0,8–1,2 Fe		1100–1200

* Свойства этих сплавов приведены после закалки и старения, в закаленном состоянии.

стабильность свойств и обладают отличной свариваемостью. Прочность сварного шва составляет 90% прочности основного сплава. Обрабатываемость резанием удовлетворительная.

Недостатки сплавов: неупрочняемость термической обработкой и низкая технологическая пластичность. Сплавы с оловом более технологичны, но это самые дорогие из α -сплавов (см. приложение, табл. 2). В горячем состоянии сплавы куют, прокатывают и штампуют. Их поставляют в виде прутков, сортового проката, поковок, труб и проволоки. Сплавы предназначены для изготовления деталей, работающих в широком диапазоне температур: от криогенных до 450 (BT5)–500°C (BT5-1).

Псевдо- α -сплавы имеют преимущественно α -структуру и небольшое количество β -фазы (1–5%) вследствие дополнительного легирования β -стабилизаторами: Mn, V, Nb, Mo и др. Сохраняя достоинства α -сплавов, они, благодаря наличию β -фазы, обладают высокой технологической пластичностью. Сплавы с низким содержанием алюминия (2–3%) обрабатываются давлением в холодном состоянии и только при изготовлении сложных деталей подогреваются до 500–700°C (OT4, OT4-1). Сплавы с большим содержанием алюминия при обработке давлением требуют подогрева до 600–800°C. На прочность этих сплавов помимо алюминия благоприятно влияют цирконий и кремний. Цирконий, неограниченно раство-

рых (среди титановых турах.

Недостаток этих к водородной хрупкостью растворим в α -фазе в структуре в виде снижают пластичность при медленном нагружении сплавов (рис. 13.9). Легирование водородом повышает прочность на 0,02–0,005%.

Двухфазные ($\alpha + \beta$) сплавы с лучшим сочетанием прочностных и механических свойств легированы в основном β -стабилизаторами. Для повышения пластичности алюминий стабилизируют цирконием, что он значительно повышает при 20°C и повышает тогда как β -стабилизаторы растворимы в этой фазе и оказывают существ-



Рис. 13.9. Влияние содержания водорода на вязкость титановых сплавов

тивность β -фазы и термическую стабильность сплавов сильно повышают изоморфные β -стабилизаторы: Mo, V, Nb. На свойства они влияют по-разному. Как видно из рис. 13.5, сильнее упрочняет Mo, особенно при содержании его в сплаве более 4%. Слабее упрочняют V и Nb, но они мало снижают пластичность сплавов. Однако наибольшее упрочнение достигается при легировании титана эвтектоидообразующими β -стабилизаторами; Fe, Cr, Mn. Поэтому двухфазные промышленные сплавы содержат и те и другие β -стабилизаторы. Сплавы упрочняются с помощью термической обработки—закалки и старения. В отожженном и закаленном состояниях они имеют хорошую пластичность, а после старения—высокую прочность при 20–25 °С и повышенных температурах. При этом, чем больше β -фазы содержится в структуре сплава, тем он прочнее в отожженном состоянии и сильнее упрочняется при термической обработке.

По структуре, получаемой в ($\alpha + \beta$)-сплавах после закалки, их подразделяют на два класса: мартенситный и переходный (рис. 13.10).

Сплавы мартенситного класса менее легированы и в равновесном состоянии содержат сравнительно немного β -фазы (5–25%). После закалки они имеют структуру мартенсита α' (или α''). К этому классу относятся сплавы титана с алюминием и ванадием (BT6), высокопрочные сплавы, дополнительно легиро-



Рис. 13.10. Структура в отожженном и закаленном состоянии. 1 — переходный класс; 2 — мартенситный класс.

ванные молибденом и сплавы для работ в высоких температурах (BT25, BT22).

Сплавы переходного класса легированы и соответственно содержат больше β -фазы в равновесном состоянии и после отжига (20–25 °С) и свойства этих сплавов чувствительны к колебаниям температуры сплава. Так, после закалки можно получить отожженный и закаленный двухфазную (α'' - и β -фазы) структуру с наличие большого количества β -фазы (например, структура BT22 состоит на 50% из β -фазы). Сплавы переходного класса имеют высокую прочность сразу после закалки, как в отожженном, так и в закаленном состояниях. Так, временная прочность сплава BT22 после закалки имеет те же значения, что у сплава BT22 после закалки и старения. Для сплава BT22 равен 600 МПа, для сплава BT6—82,2—90 МПа. Это позволяет применять сплавы переходного класса как в закаленном, так и в отожженном состоянии. Очень важно при изготовлении габаритных деталей

ков, листов, ленты.

Однофазные β -сплавы не имеют промышленного применения, так как для получения устойчивой β -структуры сплавы должны быть легированы большим количеством изоморфных β -стабилизаторов (V, Mo, Nb, Ta) — дорогих, дефицитных, обладающих высокой плотностью.

Такие сплавы дорого стоят, имеют пониженную удельную прочность.

Псевдо- β -сплавы (BT15) — сплавы высоколегированные, в основном, β -стабилизаторами. Суммарное количество легирующих элементов, как правило, превышает 20%. Наиболее часто для легирования используют Mo, V, Cr, реже — Fe, Zr, Sn. Алюминий присутствует почти во всех сплавах, но в небольших количествах ($\sim 3\%$). В равновесном состоянии сплавы имеют преимущественно β -структуру с небольшим количеством α -фазы.

После закалки они имеют структуру метастабильной β' -фазы. В этом состоянии сплавы обладают хорошей пластичностью ($\delta = 12 \div 40\%$; $\psi \approx 30 \div 60\%$), легко обрабатываются давлением, имеют сравнительно невысокую прочность ($\sigma_b \approx 650 \div 1000$ МПа). В зависимости от химического состава временное сопротивление после старения составляет 1300–1800 МПа. У некоторых сплавов временное сопротивление при старении увеличивается более чем в 1,5 раза. Плотность этих сплавов находится в интервале (4,9–5,1) т/м³. Сплавы отли-

ваются в прутков, поковок и длительной работы 350°C.

Литейные титановые сплавы имеют хорошие литейные свойства при большой температуре. Они обеспечивают стабильность при длительной эксплуатации в жидкотекучем состоянии и при отливке. Они обладают высокой прочностью к образованию трещин и небольшой линейной усадкой. Объемная усадка 3%.

К недостаткам титановых сплавов относятся высокая склонность к поглощению газами, высокая стоимость при взаимозаменяемости с другими материалами. Они используются для изготовления плавки и разлива в среде нейтральной газовой смеси (в среде крупных фасонных изделий 300–500 кг) и в стальных формах, а также в оболочковом литье из специальных сплавов.

Для фасонного литья титановые сплавы, аналогичные по составу некоторым легированным (BT5Л, BT3–1Л, BT15Л) и специальные литейные сплавы.

Литейные сплавы титана имеют низкими механическими свойствами, чем соответствующим легированным. Упрочняющая термообработка резко снижает пластичность титановых сплавов и их коррозионная стойкость.

Помимо очень высоких удельных прочности и жесткости (см. табл. 12.1) бериллий имеет большую теплоемкость, обладает хорошими теплопроводностью и электропроводностью, демпфирующей способностью и другими ценными свойствами.

Бериллий относится к числу редких металлов. Его добывают из минерала берилла, представляющего собой двойной силикат бериллия и алюминия ($3\text{BeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$). Содержание в земной коре бериллия небольшое — 0,0005%. Малая распространенность в природе, сложная и дорогая технология извлечения из руд, получения из него полуфабрикатов и изделий определяют высокую стоимость бериллия.

Металлургия бериллия сложна из-за его химической инертности. Слитки, полученные вакуумной переплавкой, либо обрабатывают давлением для получения полуфабрикатов, либо перерабатывают в порошок, из которого полуфабрикаты и изделия изготовляют методом порошковой металлургии. Обработке давлением подвергают лишь малые слитки ($d \leq 200$ мм), так как в слитках большого размера из-за высокого поверхностного натяжения образуются две усадочные раковины, соединенные трещиной.

Литой бериллий крупнозернистый и хрупкий. Для улучшения пластичности прокатку ведут при нагреве. Однако при температурах выше 700°C бериллий «схватывается» с инструментом. Поэтому

тальному удлинению близок к литому сном направлении и пластичность. Помимо на пластичность бериллий структурные особенности бериллия на структура характерным периодом ре котором базисная плоскостенно возможная. Другими плоскостями в гексагональной решетке являются и пирамидальные. Бериллий плавится таким образом и цирконий, хорошо. Однако критическое напряжение сдвига, у бериллия (рис. 13.11), что с деформации идет только

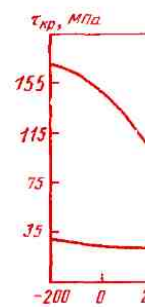


Рис. 13.11. Критическое напряжение сдвига $\tau_{кр}$ для монокристалла бериллия. 1 — базисная плоскость.

основе бериллия. Согласно зарубежным данным, бериллий, полученный методом зонной плавки за восемь проходов, имеет чрезвычайно высокую пластичность ($\delta = 140\%$). Введение в зонно-очищенный бериллий всего $0,001\%$ Si вызывает его хрупкость.

Бериллий, полученный методами порошковой металлургии, имеет мелкозернистую структуру и более высокие механические свойства, в том числе и пластичность. Чем мельче зерно, тем выше временное сопротивление, предел текучести и пластичность при 20°C , а также кратковременная прочность при повышенных температурах (рис. 13.12).

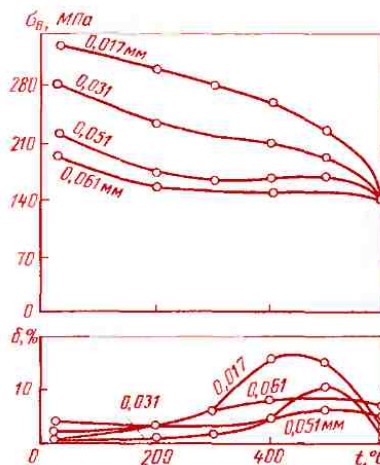


Рис. 13.12. Зависимость механических свойств горячепрессованного бериллия от размера зерна и температуры испытания

ков бериллия ведут в среде. Чистый бериллий с чрезвычайно мелкой структурой ($d = 1 \div 3$ мкм) обладает высокой прочностью к сверхпластической деформации при температуре $600\text{--}700^\circ\text{C}$. Более высокая пластичность порошков бериллия достигается не только давлением, но и тепловым воздействием при температуре $400\text{--}500^\circ\text{C}$ при температуре ниже температуры рекристаллизации бериллия ($t_{\text{рекр}} = 700^\circ\text{C}$). Бериллий способен сохранять на протяжении всей жизни высокую прочность $\sigma_{\text{в}}$.

Пластичность порошкового бериллия зависит и от технологии изготовления давлением. В настоящее время разработана технология изготовления высокопрочных стержней методом горячего прессования и прокатки. Бериллий, полученный методом прокатки, имеет высокую пластичность в плоскости прокатки и пластичность в поперечной плоскости листов бериллия, полученный методом горячей прокатки. Бериллий, полученный методом горячей прокатки, имеет высокую пластичность в плоскости прокатки и пластичность в поперечной плоскости листов бериллия, полученный методом горячей прокатки. Бериллий, полученный методом горячей прокатки, имеет высокую пластичность в плоскости прокатки и пластичность в поперечной плоскости листов бериллия, полученный методом горячей прокатки. Бериллий, полученный методом горячей прокатки, имеет высокую пластичность в плоскости прокатки и пластичность в поперечной плоскости листов бериллия, полученный методом горячей прокатки.

пластичности, низкой технологичности и анизотропии свойств к недостаткам следует отнести токсичность бериллия. Попадая в легкие, он вызывает тяжелое легочное заболевание (бериллиоз). На коже бериллиевая пыль, мелкие частицы вызывают зуд, а попадая в ранки — опухоли и язвы. В связи с этим обработку бериллия на металлорежущих станках проводят в специальных помещениях и в специальных пылезащитных костюмах и масках. При работе с бериллием необходимо тщательно выполнять правила техники безопасности.

По удельным прочности (см. табл. 12.1) и жесткости (рис. 13.13) бериллий превосходит высокопрочные стали и все сплавы на основе легких металлов Mg, Al и Ti, а по удельной жесткости и металлы, обладающие более высоким модулем упругости (W и Mo). К тому же высокий модуль упругости бериллия ($E = 310$ ГПа) мало изменяется при увеличении температуры до 450°C . Вот почему бериллий является одним из лучших материалов для деталей конструкций, где особо важны собственная масса конструкции, жесткость ее силовых элементов. Расчеты показали, что самолет, изготовленный на 80% из бериллия, будет в 2 раза легче, чем из алюминия. При этом на 40% увеличивается дальность полета и значительно повышается грузоподъемность самолета. Бериллий применяют в консолях крыльев, элеронах, тягах управления и других деталях сверхзвуковых самолето-

Рис. 13.13. Зависимость различных материалов: 1 — бериллий; 2 — КМ эродное волокно; 3 — КМ волокно бора; 4 — стали; 6 — алюминиевые сплавы

тов, в ракетной технике. Используют панели обшивки, отсеки, соединительные борные стойки и др. Благодаря жесткости и особенностям локи диаметром нитров ($\sigma_b \geq 1300$ МПа) одну область применения композиционных на основе Al, Ti и др. большое применение мической технике.

Бериллий обладает высокой теплопроводностью, скрытой теплотой и высокой теплоемкости. Он превосходит алюминий, в 8 раз — сталь, по э и теплопроводности. При этом, уступая ему только $\sim 12\%$. Все это способствует успешному применению бериллия в качестве теплоизоляционного материала в ракетной и авиационной технике (головки ракет, передние кромки крыльев боевых самолетов, обшивка самолетов).

расширения делают бериллий незаменимым материалом для ответственных деталей высокоточных приборов. Его применяют в инерциальных системах навигации для ракет, самолетов, подводных лодок. Из него изготавливают детали гиросtabilизированных платформ и гироскопов.

Применение бериллия как конструкционного материала в атомной технике вызвано его способностью слабо поглощать тепловые нейтроны (см. п. 14.5).

Кроме того, бериллий используют как источник α -излучения, а также как конструкционный материал при изготовлении рентгеновских трубок. Бериллий очень слабо поглощает рентгеновские лучи (в 17 раз хуже, чем алюминий).

Бериллиевые сплавы. Основные трудности при создании бериллиевых сплавов вытекают из его недостатков: большой хрупкости и высокой стоимости.

Главная сложность при легировании бериллия, как было указано ранее, обусловлена малым размером атома бериллия. Большинство элементов, растворяясь в бериллии, искажают его кристаллическую решетку, в результате чего увеличивается его хрупкость. В связи с этим наибольшее распространение получили сплавы бериллия с практически нерастворимым в нем при 20°C алюминием. Из диаграммы состояния Al-Be (рис. 13.14) видно, что при температуре 20°C бериллий практически нерастворим в алюминии. Поэтому эвтектика, образующаяся при концентрации

2,5% Al, состоит из бериллия и алюминия с незначительным количеством вкраплений бериллия в алюминий. Сплав с высокой пластичностью и прочностью содержится в сплаве, в котором больше бериллия, чем алюминия (рис. 13.15)

Практическое применение находят эвтектические сплавы бериллия с 40% Al. Они состоят из мягкой бериллиевой фазы и твердых хрупких кристаллов бериллия. Поэтому технологически эти сплавы не очень удобны; они обладают невысокими прочностными свойствами. Так, сплав, содержащий 40% бериллия (и 60% алюминия), характеризуется следующими свойствами: $\sigma_B = 100$ МПа; $\delta = 3\%$; $E = 200$ ГПа.

Легирование бериллиевых сплавов другими элементами, растворимыми в бериллии, в твердой фазе, ухудшает свойства.

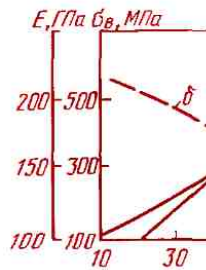


Рис. 13.15. Зависимость механических свойств сплавов Al-Be от содержания бериллия

и сплава в целом, а элементами, растворимыми в алюминиевой фазе, улучшает свойства сплавов. Наиболее благоприятно на свойства сплавов влияет дополнительное легирование магнием в пределах его растворимости в алюминии. Однако значительный эффект упрочнения (рис. 13.16) при одновременном повышении пластичности наблюдается на сплавах с малым содержанием бериллия. При содержании в сплаве более 70% Ве резко ухудшается пластичность и практически не меняется прочность. Добавка 5% Mg к сплаву с низким содержанием бериллия (30%) увеличивает предел прочности от 200 до 450 МПа, относительное удлинение — от 18 до 25%. Заметно повышается и модуль нормальной упругости (до 150–300 ГПа). В отличие от двойных сплавов, которые спекают и прессуют из порошков, сплав с магнием получают сплавлением. Слитки подвергают обработке давлением. Сплав поставляют в виде деформированного или отожженного полуфабриката ($t_{\text{отжига}} = 350 \div 400^\circ\text{C}$). Сплав хорошо сваривается и рекомендуется для сварных конструкций.

Легирование бериллия элементами Ni, Co, Cu и др., расширяющими температурную область существования пластичной высокотемпературной модификации Ве_β, увеличивает диапазон горячей обработки давлением. Эти элементы оказывают упрочняющее действие и снижают пластичность при 20°C. Никель ($\leq 0,5\%$) и кальций ($< 1\%$) вызы-

вают высокую температуру плавления и высокую твердость (HV), высокую жесткость ($E \approx 300 \div 350$ ГПа) и относительно низкой плотностью ($\rho \approx 2,7 \text{ кг/м}^3$). Однако они являются для них изготовляют мелкие детали для металлургии управления.

13.3. Композиционные

Общая характеристика. Композиционные материалы с высоким удельным пределом прочности при высокой температуре и устойчивости к усталости и другим свойствам. Их свойства восходят к свойствам исходных компонентов. Композиционные сплавы (рис. 13.17) получают сплавлением данного комплекса элементов. Реакция протекает заранее и реакция изготовления материала придают ему форму готовых деталей. Максимально допустимые нагрузки в узлах конструкций

Композиционными материалами, в которых входят сильно отличающиеся по свойствам нерастворимые друг в друге материалы, ограничены границей.

Принцип создания композиционных материалов заимствован из природы. Примером естественных композиционных

Рис. 13.17. Удельная прочность и удельный модуль упругости некоторых неармированных и композиционных материалов, армированных 50 об. % волокон:

1 — алюминий; 2 — титан и сталь; 3 — титан, армированный бериллиевой проволокой; 4 — титан, армированный волокнами SiC; 5 — титан, армированный волокнами борсика; 6 — алюминий, армированный борными волокнами; 7 — эпоксидная смола, армированная волокнами графита; 8 — эпоксидная смола, армированная борными волокнами

ционных материалов могут служить стволы и стебли растений, кости человека и животных. В дереве волокна целлюлозы соединены пластичным лигнином, в костях тонкие прочные нити фосфатных солей — пластичным коллагеном.

Свойства композиционных материалов в основном зависят от физико-механических свойств компонентов и прочности связи между ними. Отличительной особенностью композиционных материалов является то, что в них проявляются достоинства компонентов, а не их недостатки. Вместе с тем композиционным материалам присущи свойства, которыми не обладают отдельно взятые компоненты, входящие в их состав. Для оптимизации свойств композиций выбирают компоненты с резко отличающимися, но дополняющими друг друга свойствами.

Основой композиционных материалов (матриц) служат металлы или сплавы (композиционные материалы на металлической основе), а также поли-

ционные материалы с органическими матрицами, состоящими из нескольких слоев (двух и более) с различным химическим составом.

Композиционные материалы армированные матрицами с органическими матрицами (полиэфирами, эпоксидными смолами) имеют более обширный набор свойств. Например, в качестве матрицы не только титана увеличивает прочность материала в направлении оси волокон. Алюминий в матрице способствует пластичности материала.

В матрице равноудельно распределены остальные компоненты. Поскольку главными компонентами композиционных материалов являются матрица и наполнитель, их ча-

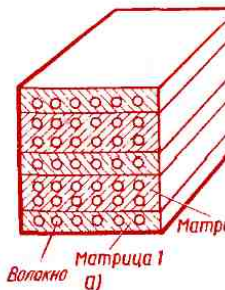


Рис. 13.18. Схемы полиармированного (б) материалов

Оно не характеризует роль наполнителя и поэтому показывает, что наполнитель вводится в матрицу для изменения не только прочности, но и других свойств.

Свойства композиционного материала зависят также от формы или геометрии, размера, количества и характера

размер в третьем измерении. Двумерные наполнители, соизмеримые с толщиной матрицы, превосходящие по размеру (по сравнению с толщиной матрицы).

По форме наполнители делятся на одномерные, двумерные и трехмерные материалы.

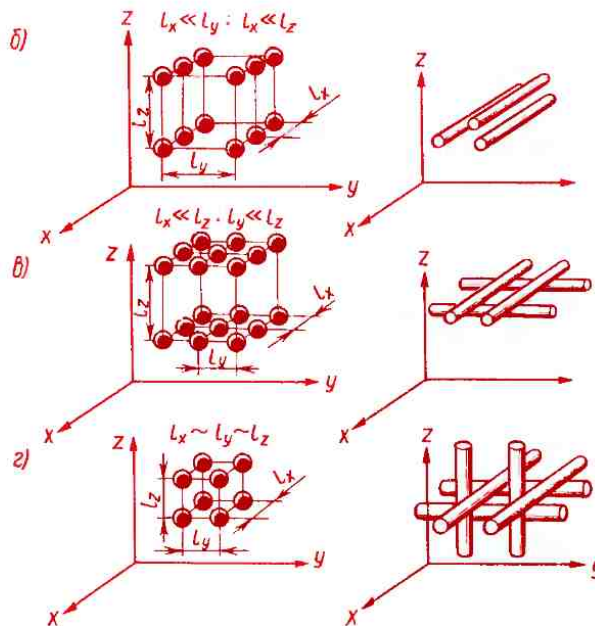
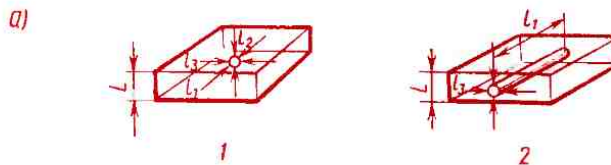


Рис. 1. Композиционные материалы с различными формами наполнителя.

Для одноосного (линейного) армирования используют нуль-мерные и одномерные наполнители (см. рис. 13.19, б). Нульмерные располагаются так, что расстояние между ними по одной оси (например, по оси x) значительно меньше, чем по двум другим. В этом случае объемное содержание наполнителя составляет 1–5%. Одномерные наполнители располагаются параллельно друг другу.

При двухосном (плоскостном) армировании используют нуль-, одно- и двумерные наполнители (см. рис. 13.19, в). Нуль-мерные и одномерные наполнители располагаются в плоскостях, параллельных друг другу. При этом расстояние между ними в пределах плоскости значительно меньше, чем между плоскостями. При таком расположении нуль-мерного наполнителя его содержание доходит до 15–16%. Одномерные наполнители расположены также в параллельных плоскостях. При этом в пределах каждой плоскости они расположены параллельно, а по отношению к другим плоскостям под разными углами. Двумерные наполнители расположены параллельно друг другу.

При трехосном (объемном) армировании нет преимущественного направления в распределении наполнителя. Для армирования используют нуль-мерные и одномерные наполнители (см. рис. 13.19, г). Расстояние между нуль-мерными наполнителями одного порядка. В этом случае их объемное содержание может превышать 15–16%. Одномерные

целью применяют наполнителями одной фазы. Так, для повышения жесткости композиции с полимерной матрицей используют стеклянным волокном вводят волокна б...
Композиционные материалы содержат два и более наполнителя, называют (см. рис. 13.18, б).

Дисперсно-упрочняющие материалы. В дисперсно-упрочняющих композициях служат дисперсные фазы — оксидов, карбидов (Al_2O_3 , SiC). К достоинствам таких материалов относятся высокая упругость, низкая теплопроводность, устойчивость к воздействию агрессивных сред, а также, как и кремния, — большая прочность в природе и в искусственных образующих их эле...

Дисперсно-упрочняющие материалы получают методами порошковой металлургии, но существуют и другие, например, метод напыления наполнителя на поверхность или сплав перед разливом. В случае для очистки от загрязнений, усадки частиц жидкого наполнителя, равномерного распределения...

мации при изготовлении изделий из композиционного материала. Кроме того, дисперсные частицы наполнителя оказывают «косвенное» упрочняющее действие, способствующее образованию структуры с большой степенью неравномерности зерен (волокнуистой). Такая структура формируется при сочетании пластической деформации и отжигов. При этом дисперсные включения частично или полностью препятствуют рекристаллизационным процессам.

Уровень прочности зависит от объемного содержания упрочняющей фазы, равномерности ее распределения, степени дисперсности и расстояния между частицами. Согласно формуле Орована, сопротивление сдвигу увеличивается с уменьшением расстояния между частицами:

$$\sigma = Gb/l,$$

где G — модуль сдвига; b — межатомное расстояние; l — расстояние между частицами.

Большое упрочнение достигается при размере частиц в пределах 0,01–0,1 мкм и расстоянии между ними 0,05–0,5 мкм. Объемное содержание частиц зависит от схемы армирования (см. с. 250).

Преимущество дисперсно-упрочненных композиционных материалов по сравнению с волокнуистыми — изотропность свойств. К дисперсно-упрочненным композиционным материалам на алюминиевой основе, нашедшим промышленное применение, относится

следовательного бр
ния и прессования с
ности алюминиевой

Исходным матер
нии пудры служит
зат, который изгото
расплавленного ал
11069–74). Порошок
ровых мельницах
с добавлением
и 0,25–1,2% стеарин
лород добавляют д
образованных по
стеарин — для обле
и препятствия с
пудры. Частицы пу
чешуек толщиной м
частиц по длине и
рядка. Он зависит с
мола. Толщина окс
равна 0,01–0,1 мкм.
нее время размол
пудры, больше их о
следовательно, выш
алюминия. Напри
АПС-1 с размером
держит 6–8% Al_2O_3
имеющая размер
— 9–12% Al_2O_3 .
технология получ
пудры четырех мар
щих им марок СА
Структура САП
алюминиевую основ
пределенными дисп
ми Al_2O_3 . С увели
 Al_2O_3 повышаютс

того элемента. После холодного прессования смеси порошков проводят горячую экструзию брикетов.

Волокнистые композиционные материалы. Структура и свойства. В волокнистых композиционных материалах упрочнителями служат волокна или нитевидные кристаллы чистых элементов и тугоплавких соединений (В, С, Al_2O_3 , SiC и др.), а также проволока из металлов и сплавов (Mo, W, Be, высокопрочная сталь и др.). Для армирования композиционных материалов используют непрерывные и дискретные волокна диаметром от долей до сотен микрометров.

При упрочнении волокнами конечной длины нагрузка на них передается через матрицу с помощью касательных напряжений. В условиях прочного (без проскальзывания) соединения волокна с матрицей нагрузка на волокна при растяжении равна $\tau \times \pi dl$, где τ — касательное напряжение, возникающее в матрице в месте контакта с волокном; d — диаметр волокна; l — длина волокна. С увеличением длины волокна повышается возникающее в нем напряжение. При определенной длине, названной критической, напряжение достигает максимального значения. Оно не меняется при дальнейшем увеличении длины волокна. Длина $l_{кр}$ определяется из равенства усилий в матрице на границе с волокном и в волокне с учетом симметричного распределения напряжений в нем:

$$\tau \pi dl_{кр} / 2 = \sigma_b \pi d^2 / 4;$$

где σ_b — предел прочности матрицы от соотношения

$$l_{кр} = \sigma_b d / (2\tau);$$

Теоретические расчеты подтверждены практикой, по-прежнему и длиннее, чем больше отношение $l_{кр}/d$, тем выше (σ_R^{KM}/σ_b^B) композиционные материалы (рис. 13.21). В качестве армирующих композиционных материалов используют металлы и титан, жаропрочные сплавы на их основе; для полимерных, углеродных композиционных материалов.

Свойства композиционных материалов зависят от схемы армирования (рис. 13.22). Ввиду значительного влияния на свойства волокон армирования одноосном армировании и механическим свойствам композиционных материалов анизотропия. При армировании временное сопротивление и модуль упругости композиционных материалов достигают максимума в направлении расклевки наибольших — в поперечном направлении. Например, композиционный материал с матрицей и армированием АД1, упрочненный бором, в направлении расклевки $\sigma_b = 1000 \div 1200$ МПа, в поперечном — всего 60–90

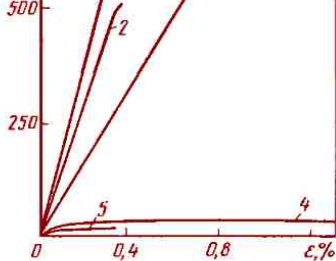


Рис. 13.22. Схемы армирования (1–5) композиционных материалов и их влияние на напряжения при растяжении эпоксидных углепластиков

свойств не наблюдается при двухосном армировании с взаимно перпендикулярным расположением упрочняющих волокон (см. рис. 13.22). Однако по сравнению с одноосным армированием прочность вдоль оси волокон уменьшается почти в 3 раза с 1000 до 350 МПа (рис. 13.23). Остаются низкими характеристики при сжатии и сдвиге. При нагружении материала вдоль волокон растяжением нагрузку в основном воспринимают высокопрочные волокна, а матрица служит средой для передачи усилий. Соотношение нагрузки, воспринимаемой волокнами (P^B) и матрицей (P^M), выражают через возникающие в них напряжения, соответственно, σ^B и σ^M :

$$P^B/P^M = \sigma^B V^B / [\sigma^M (1 - V^B)],$$

где V^B — объем волокон.

кон E^B и больше их в той же степени они воспринимают нагрузку.

Объемная доля колеблется в широких пределах до 80–90%. В композиционных позиционных материалах используются непрерывные волокна, которые держат их, как правило, в пределах 60–80%. Содержание армирующих дисперсных волокон в композиционных материалах составляет 20–30%, поскольку в зависимости от диаметра создаются определенные трудности в получении композиционных материалов.

Модуль упругости композиционного материала сравнительно

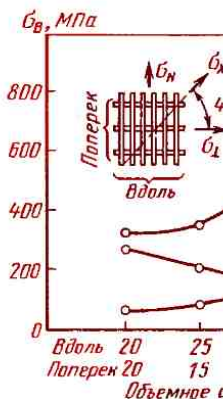


Рис. 13.23. Зависимость прочности композиционного материала ВКА-1 от содержания волокон

подсчитывают, исходя из свойств и объемного содержания волокон и матрицы:

$$E^{KM} = E^B V^B + E^M (1 - V^B).$$

Например, модуль упругости композиционного материала с алюминиевой матрицей ($E = 70$ ГПа), упрочненного 50 об. % волокон бора ($E = 420$ ГПа), равен $70 \cdot 0,5 + 420 \cdot 0,5 = 245$ ГПа, что хорошо согласуется с модулем упругости реального композиционного материала ВКА-1 ($E = 240$ ГПа, табл. 13.4). Временное сопротивление композиционных материалов изменяется в зависимости от объемного содержания наполнителя также по закону аддитивности (рис. 13.24). Исключение составляют материалы с очень малым ($< 5\%$) или очень большим ($> 80\%$) содержанием волокна. Временное сопротивление композиционного материала подсчитывают по формуле: $\sigma_B^{KM} = \sigma_B^B V^B + \sigma_B^M (1 - V^B)$, где σ_B^B и σ_B^M — соответственно временное сопротивление волокна и матрицы.

Малые значения прочности и жесткости композиционных материалов в направлении, перпендикулярном расположению волокон, при растяжении объясняются тем, что в этом случае, также как при сжатии и сдвиге, они определяются свойствами матрицы. Большую роль играет матрица в сопротивлении композиционных материалов усталост-

ному разрушению, с матрицы. Гетерогенности поверхности раздела и матрицей затрудняют распространения трещины перпендикулярно оси с этим композиционным. Характеризуются выносливостью предела выносливости композиционных материалы на алюминии входят лучшие алюминии в 3-4 раза.

При изготовлении композиционных материалов используют так, чтобы в годой использовать в том действующих условиях.

Прочность композиционных материалов в большой степени

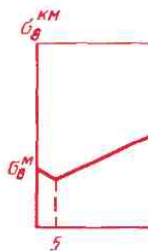


Рис. 13.24. Схема изломокнистого материала с содержанием упрочнит

изготовлении композиционных материалов и при их использовании. Некоторое взаимодействие между компонентами необходимо для обеспечения прочной связи между ними, передачи напряжений. Для металлических композиционных материалов прочная связь между волокном и матрицей осуществляется благодаря их взаимодействию и образованию очень тонкого слоя (1-2 мкм) интерметаллидных фаз. Если между волокнами и матрицей нет взаимодействия, то на волокна наносят специальные покрытия для его обеспечения, но прослойки образующейся при этом фазы должны быть очень тонкими (рис. 13.25). Связь между компонентами в композиционных материалах на неметаллической основе осуществляется с помощью адгезии (см. с. 261).

Плохой адгезией к матрице обладают высокопрочные борные, углеродные, ке-

оси волокна. Так, увеличение содержания нитевидных волокон на 4-8% повышает прочность в 1,5-2 раза, модуль упругости при сжатии в 1,5-2 раза.

На поверхности компонентов не должно происходить химических реакций, приводящих к повреждению волокон, ухудшению их свойств и свойств композиционного материала.

При сильном взаимодействии компонентов временное сопротивление на разрыв и композиционный предел прочности значительно снижаются. Например, временное сопротивление на разрыв композиционного материала с титановой матрицей и углеродными волокнами при взаимодействии с кремнием снижается с 320 до 210 МПа, а модуль упругости при сжатии временного сопротивления на разрыв композиционного материала уменьшается взаимодействием с кремнием.



Рис. 13.25. Локализация ма

жени на границе раздела компонентов, которые при достижении определенной величины вызывают нарушение связи между компонентами.

Виды и свойства упрочнителей. Физические и механические свойства волокон и нитевидных кристаллов представлены в табл. 13.5.

ли ВНС9 (18X
0,16–0,3 мм
= 3500÷4000 МПа
ра рекристалли
стальной прово
чность, при высо
бенно из сталей
При изготовлении

ТАБЛИЦА 13.5. Свойства волокон в нитевидных монокристаллов

Материал	Температура плавления или размягчения, °С	ρ , т/м ³	σ_B , МПа	$\sigma_B/(\rho g)$ км
Волокна				
Углерод или графит	3650	1,6–2	1687–3374	110–2
Бор на вольфрамовой проволоке	2300	2,63	2707–4060	110–1
Борсик на вольфрамовой проволоке	2300	2,77	2707–4060	100–1
Карбид кремния на вольфрамовой проволоке	2200	3,35–3,46	2236–3893	67–1
Оксид алюминия Al ₂ O ₃	2040	3,14	2030	66
Стекло	—	2,5	4482	183
Бериллий	1284	1,85	686–981	38–5
Вольфрам	3410	19,3	1657–3207	9–1
Сталь ВНС9 (18X15H5AM3)	—	7,8	3800	48
Нитевидные монокристаллы				
Сапфир, Al ₂ O ₃	2040*	3,96	4021–23634	110–6
Карбид кремния	2690*	3,22	13533–40600	440–1

* Температура разложения.

дает проволока из тугоплавких металлов (Mo, W, Ta). Высокие прочностные свойства такой проволоки сохраняются до 1200–1500°C, и поэтому ее применяют для армирования жаропрочных матриц. Это увеличивает рабочие температуры и срок службы жаропрочных сплавов. Недостатком наполнителя из тугоплавких металлов является их высокая плотность.

Малой плотностью и большой удельной прочностью обладает проволока из бериллия. Механические свойства проволоки сильно зависят от качества ее поверхности. Бериллиевую проволоку получают выдавливанием из литой или порошковой заготовки, заключенной в оболочку. Лучшим материалом оболочки является никель. После волочения оболочку с проволоки удаляют и для улучшения поверхности проволоку подвергают электрохимическому полированию. При волочении проволоки, предназначенной для получения композиционных материалов, в качестве оболочки используют материал матрицы, и в этом случае отпадают операции тра-

достью, малой склеиваемости при повышенной влажности. Борные волокна получают из смеси хлорида и бромидов бора. Реакция: $2\text{BCl}_3 + 3\text{H}_2 \rightarrow \text{B}_2\text{O}_3 + 6\text{HCl}$ — осаждают бору оксидной среды на горячей воде ($d \approx 12$ мкм). В результате получения борных волокон солей бора с борной кислотой, например W_2B_5 , WB_5 . При нагревании они превращаются в WB_4 . Волокна бора получают из кристаллической ртутью. Таким способом получают волокна с $d = 70 \div 200$ мкм.

Прочность сердцевинных волокон ниже прочности оболочек. В сердцевине волокон при сжатии, а в прилегающей оболочке — при растяжении — напряжения расходятся, что приводит к появлению трещин и возникновению дефектов. При небольших деформациях волокна бора обладают высокой прочностью и жесткостью.

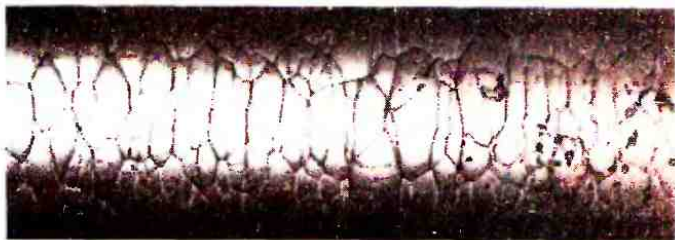


Рис. 1
вер
ло

с алюминиевой матрицей. Для повышения жаростойкости и предохранения от взаимодействия с матрицей на борные волокна наносят покрытия из карбида кремния, карбида и нитрида бора толщиной 3–5 мкм.

В настоящее время наряду с чисто борными волокнами выпускают волокна бора, оплетенные стекловолокном. Такие комбинированные волокна обладают более высокой устойчивостью. Основным недостатком борных волокон — высокая стоимость, которую можно снизить путем увеличения диаметра, а также заменой вольфрамовой основы на углеродную.

Высокими прочностью, удельной прочностью и термической стабильностью механических свойств отличаются высокомолекулярные углеродные волокна. Их получают путем высокотемпературной термической обработки в инертной среде из синтетических органических волокон. В зависимости от вида исходного продукта углеродные волокна имеют разновидности: нити, жгуты, ткани, ленты, войлок. Наиболее широко для производства углеродных волокон используют вискозу, полиакрилонитрил (ПАН). При нагреве синтетическое волокно разлагается с образованием лентообразных слоев углерода с гексагональной структурой, называемых микрофибриллами (рис. 13.27). Группы одинаково ориентированных микрофибрилл, разделенных узкими порами, образуют фибриллы. Поперечные раз-

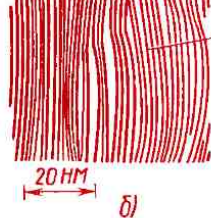


Рис. 13.27. Структура (схема):

a — общий вид; *b* — продольное сечение микрофибриллы; *δ* — поперечные размеры микрофибриллы

меры фибрилл лежат в пределах нескольких микрометров. Каждое волокно состоит из множества фибрилл. Структура углеродных волокон, взаимное расположение и степень их ориентации зависят от исходного сырья: состава, степени вытяжки в процессе получения и др. Для получения высокопрочных волокон, обладающих свойствами и даже разностью соотношения между прочностью (рис. 13.28).

Структура и свойства волокон в большой степени зависят от температуры термической обработки синтетических волокон. Кроме того, прочность углеродных волокон сильно зависит от наличия дефектов, как пустоты, трещины, которые значительно снижаются, если

тов превышают 0,05 мкм. При нагреве выше 450°C на воздухе углеродные волокна окисляются, в восстановительной и нейтральной среде сохраняют свои механические свойства до 2200°C.

К другим достоинствам углеродных волокон относятся высокие теплопроводность и электропроводимость, коррозионная стойкость, стойкость к тепловым ударам, небольшой температурный коэффициент линейного расширения; к недостаткам — плохая смачиваемость расплавленными материалами, используемыми в качестве матриц. Для улучшения смачиваемости и уменьшения химического взаимодействия с матрицей на углеродные волокна наносят покрытия. Хорошие результаты в контакте с алюминиевой матрицей показывают покрытия из боридов титана и циркония.

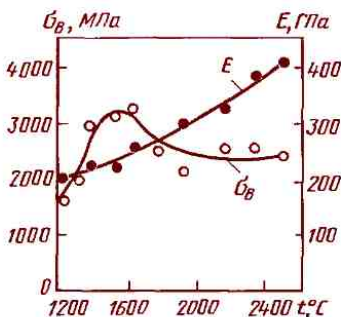


Рис. 13.29. Влияние температуры графитизации на свойства углеродного волокна

образования моно- SiO_2 вызвано на-
 ственной винтовой
 ложенной вдоль с
 Стекловолокно
 танием выс
 (3000–5000 МПа),
 лектрических свой
 водности, высокой
 кости. Стекловоло
 влиянием стекл
 циальные фильтры
 из расплава. Изг
 стекловолокна:
 тром 3–100 мкм, д
 лее и ш
 0,5–20 мкм, длин
 пельные волокна
 товления констру
 с однородными св
 плозвукоизоляции
 прерывные — в ос
 прочных компози
 на неметалличес
 скаемые в настоя
 вные профильные
 прямоугольной, ш
 поперечного сече
 чность и жесткост
 даря более плотно
 ле.
 Применение пол
 кон уменьшает
 жесткость при из
 сжатии компози
 Кроме того, улу
 ционные свойства

ства и др.

Для большинства композиционных материалов с неметаллической матрицей характерны следующие недостатки: низкая прочность связи волокна с матрицей, резкая потеря прочности при повышении температуры выше $100-200^{\circ}\text{C}$, малая электрическая проводимость, отсутствие способности к сварке.

Среди неметаллических композиционных материалов наибольшее распространение получили композиции с полимерной матрицей: эпоксидной, фенолоформальдегидной и полиимидной. В качестве упрочнителей используют высокопрочные и высокомодульные углеродные и борные, стеклянные и органические волокна в виде нитей, жгутов, лент, нетканых материалов.

Группы композиционных материалов, армированные однотипными волокнами, имеют специальные названия, данные им по названию волокна. Композиции с углеродными волокнами называются углеволокнитами, с борными — борволокнитами, стеклянными — стекловолокнитами, органическими — органоволокнитами. Для органоволокнитов используют эластичные (лавсан, капрон, нитрон) и жесткие (ароматический полиамид, винол) синтетические волокна.

Из-за быстрого отверждения и низкого коэффициента диффузии в неметаллической матрице (исключение соста-

ности связи между ходимо полное сма торое достигается, ем жидкого связую волокон); при этом волокон должна б ностного натяжени Однако для жидки обладающих лучш нителям среди дру гия поверхностно вляет $5,0 \cdot 10^{-5}$ Дж углеродных волоко сти находится $-5,8) \cdot 10^{-5}$ Дж/м², равна $2,0 \cdot 10^{-5}$ Дж, ности волокон по методами обработ травлением, окисле Например, после т локон в азотной ки поверхностное натт тен джоулей на к рис. 13.30 видно, ч нию критическое п ние борного волокн параметр $\tau_0\xi$ резко в рит об увеличени между волокном и

По сравнению с ми, применяемыми композиционных сидные обладают б ническими свойства ператур от -60 до вает композиционн лес высокие прочно

пластика от критического поверхностного натяжения борных волокон

ки при сжатии и сдвиге. Они отверждаются при сравнительно невысоких температурах с небольшой усадкой, позволяющей изготавливать из композиционных материалов на их основе крупногабаритные детали. При изготовлении деталей из композиционных материалов на основе эпоксидных матриц не требуется больших давлений, что особенно важно при использовании для армирования высокопрочных хрупких волокон, так как уменьшается вероятность их повреждения.

Эпоксидные матрицы уступают фенолоформальдегидным и особенно полиимидным в теплостойкости.

растает более чем армированного, — более чем прочности композ объясняется не прочности самой няется мало), жесткости и адгезии сцепления с воло

Механические одноосно-армиров композиционных влены в табл. 1. прочность и удель стекловоллокниты. вление стекловолк приближенительно в личения объемно

ТАБЛИЦА 13.6. Влияние добавок ионов Ва и Ni на свойства одноосно-армированных композиционных материалов

Свойства	Композиционный материал	Полиимид
		Без добавок
Модуль упругости при изгибе, МПа	—	2060
	Стекловолокнит	44 500
	Углеволокнит	106 000
Разрушающее напряжение, при изгибе, МПа	—	81 *
	Стекловолокнит	89
	Углеволокнит	87
Адгезионная прочность сцепления полиметиленафенольной матрицы со стекловолокном, МПа	Стекловолокнит	1580

* Свойства матрицы.

с упрочнителем:					
эластичным	1,15—1,3	100—190	8—15	10—20	2,5—
жестким	1,2—1,4	650—700	50	2—5	35
Стекловолокниты	2,2	2100	96	—	70

* σ_{-1} определен на базе 10^7 циклов.

нителея до 80% и достигает 700 МПа при армировании непрерывными нитями (рис. 13.31). Дискретные волокна упрочняют менее эффективно. Уменьшение диаметра волокон, нанесение на них специальных покрытий, дополнительное введение в матрицу монокристаллов оксида алюминия способствуют повышению временного сопротивления стекловолокнитов до 2000–2400 МПа. Они обладают хладостойкостью (до -196°C) и хорошей теплостойкостью. Их используют для длительной работы в диа-

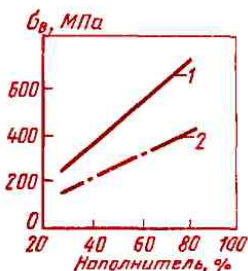


Рис. 13.31. Зависимость прочности стекловолокнитов от содержания и вида наполнителя:

1 — непрерывное ориентированное волокно; 2 — короткое неориентированное волокно

пазоне температу- того, благодаря де- ности они использ- брационных нагру-

Достоинствами являются недефи- стоимость упрочн- сравнительно низк- Однако по удельно- восходят легирова- алюминия, ма- (2500–2800 км). Ч- клянных волокон- личение доли посл- ной замены при о- держании наполн- шение жесткости- 13.32). При полно- гости увеличивае- в 3 раза и у карбо- 180 ГПа. Однако- вление и удельна- бом соотношени- гают уровня стек-

Карбоволокниты теплопроводность- проводимостью, н- водность в 1,5–2 р- клопластиков. Он-

родных и стеклянных волокон (общее содержание наполнителя 62 об. %)

бильный коэффициент трения и обладают хорошей износостойкостью. Температурный коэффициент линейного расширения карбоволокнитов в интервале 20–120°C близок к нулю.

К недостаткам карбоволокнитов относят низкую прочность при сжатии и межслойном сдвиге. Специальная обработка поверхности волокон (окисление, травление, вискеризация) повышает эти характеристики.

Бороволокниты характеризуются высокими пределами прочности при растяжении, сжатии, сдвиге, твердостью и модулем упругости.

Зависимость механических свойств бороволокнитов от объемного содержания волокон представлена на рис. 13.33.

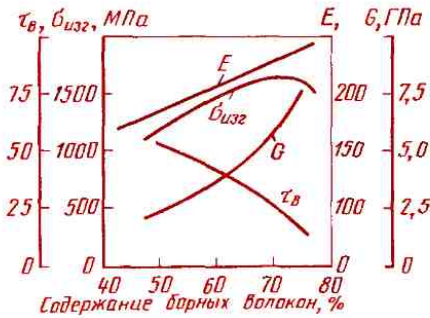


Рис. 13.33. Зависимость механических свойств бороволокнита КМБ-1 от объемного содержания борных волокон

шает чувствительность отдельных волокон к механическому сопротивлению карбоволокнистым материалам.

Органоволокниты имеют высокую удельную прочность и высокую пластичность. Характерными свойствами органоволокнитов являются высокая эластичная природа матрицы и высокая прочность волокон. Матрицы органоволокнитов имеют близкие значения коэффициентов линейного расширения. Им свойственны высокая вязкость и прочная структура. Органоволокниты имеют бездефектную структуру (практически беспористую с содержанием пор 1–3%), хорошую технологичность. Сложность механических свойств. Сложность нагружения материала. Неясна граница раздела между матрицей и матрицей, сколькими видами связей в самом волокне.

Структура волокон органоволокнитов состоит из ориентированных молекул и их соединений. Большая степень ориентации в направлении оси волокон приводит к высоким пределам прочности при растяжении и сдвиге. Однако неоднородность структуры волокон обуславливает различные механические состояния волокон в матрицах. Между ними происходит взаимодействие при нагружении сдвига, которое приводит к расщеплению волокон, а затем — к разрушению.

мирование органоволокнитов волокнами, затрудняющими это искривление, например, углеродными или борными, повышает прочность при сжатии.

Композиционные материалы на металлической основе. Преимуществом композиционных материалов на металлической основе являются более высокие значения характеристик, зависящих от свойств матрицы. Это прежде всего временное сопротивление и модуль упругости при растяжении в направлении, перпендикулярном оси армирующих волокон, прочность при сжатии и изгибе, пластичность, вязкость разрушения. Кроме того, композиционные материалы с металлической матрицей сохраняют свои прочностные характеристики до более высоких температур, чем материалы с неметаллической основой. Они более влагостойки, негорючи, обладают электрической проводимостью.

Наиболее перспективными материалами для матриц металлических композиционных материалов являются металлы, обладающие небольшой плотностью (Al, Mg, Ti), и сплавы на их основе, а также никель — широко применяемый в настоящее время в качестве основного компонента жаропрочных сплавов. Свойства некоторых композиционных материалов на металлической основе представлены в табл. 13.4.

Материалы с *алюминиевой матрицей*, нашедшие промышленное применение, в основном армируют стальной прово-

Наиболее дешевой, достаточно эффективным и доступным материалом является стальная проволока технического алюминия (предела текучести ВНС9 диаметр = 3600 МПа) — прочность в 10–12 раз при сжатии. При сжатии и изгибе при увеличении скорости деформации после чего временный предел текучести достигает соответственно 1450 МПа. Если использовать проволоку диаметром 1,5 мм (предела текучести = 4200 МПа), временный предел текучести композиционного материала достигнет до 1750 МПа. Таблица 13.4. Свойства композиционных материалов, армированных стальными проволоками (25–40%), по сравнению с прочностью стальной проволоки значительно превосходит.

ТАБЛИЦА 13.8. Механические свойства композиционных материалов по различным направлениям нагружения

Направление нагружения	Предел текучести, МПа
Вдоль волокон	1450
Поперек волокон	1750

Примечание. Матрица (Al — 1% Mg) термической обработкой — 320 МПа.

(— — —) композиционного материала ВКА-1 в сравнении со сплавами В95 и АК4-1 от температуры испытания

прочность > 50 км. Хорошая совместимость магния и его сплавов с борным волокном, с одной стороны, позволяет изготавливать детали методом пропитки практически без последующей механической обработки, с другой — обеспечивает большой ресурс работы деталей при повышенных температурах. Удельная прочность этих материалов повышается благодаря применению в качестве матрицы сплавов, легированных легким литием, а также в результате использования более легкого углеродного волокна. Но, как было указано ранее, введение углеродного волокна осложняет технологию и без того нетехнологичных сплавов. Как известно, магний и его сплавы обладают низкой технологической пластичностью, склонностью к образованию рыхлой оксидной пленки.

При создании композиционных материалов на титановой основе встречаются трудности, вызванные необходимостью нагрева до высоких температур. При высоких температурах титановая матрица становится очень активной; она приобретает способность к газопоглощению, взаимодействию с многими упрочнителями: бором, карбидом кремния, оксидом алюминия и др. В результате образуются реакционные зоны, снижается прочность как самих воло-

дий (Mo, W). При этом прочность является в основном без того высокой, а увеличение модуля упругости и снижение рабочих температур — основные свойства титановых сплавов (6% Al, 4% V, остальное — титан). Матрицы, армированные волокнами Mo, W, приведены в табл. 13.9. Матрицы, наиболее часто применяемые, жесткость повышают в основном за счет волокон карбида кремния.

Армирование сплавов титана проволокой с целью повышения прочности до 800 °С. Его прочность при температуре соотв. т. е. снижается на 30–40%. При этом уменьшаются деформации, более чем в 3 раза.

ТАБЛИЦА 13.9. Механические свойства композиционных материалов на титановой основе

Упрочнитель			Классификация
Название	Объемная доля, %	$\sigma_{в}$, МПа	
Mo	30	2300	6, 4, 3
Be	33	1050	
SiC*	25	2550	

* Матрица — технический титан

МПа, тогда как лучшие неармированный никелевый сплав, предназначенный для работы в аналогичных условиях, имеет прочность 75 МПа. Использование для армирования проволоки из сплавов вольфрама с рением или гафнием увеличивает этот показатель на 30–50%.

Композиционные материалы применяют во многих отраслях промышленности и прежде всего в авиации, ракетной и космической технике, где особенно большое значение имеет снижение массы конструкций при одновременном повышении прочности и жесткости. Благодаря высоким удельным характери-

сти материалы применяют в турбостроении (рабочие лопатки турбины), в автомобилестроении (кузова автомобилей), в авиации (детали двигателей), в промышленности (аппараты емкости), судостроении (корпуса катеров, гребные винты).

Особые свойства композиционных материалов позволяют использовать их в качестве электроизоляционных материалов (органовольфрамовых обтекателей, подшипников скольжения, ниты) и других деталей.

высокой коррозионной стойкостью. Процессу коррозии наиболее подвержены металлы и сплавы, что объясняется их большой химической активностью и высокой электропроводимостью.

Коррозией металлов называют самопроизвольное разрушение металлических материалов вследствие химического или электрохимического взаимодействия их с окружающей средой. *Коррозионно-стойкими* называют металлы и сплавы, которые способны сопротивляться коррозионному воздействию

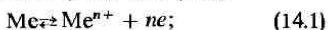
на анодных и катодных в прямом и обратном с одинаковой скоростью. Термодинамическое направление реакций ΔG_T определяется разностью стандартных потенциалов V^0 и тродные потенциалы электролита и температура. Температуры по термодинамическим критериям сравнительной оценки стабильности металлов. *дартный обратимый элемент* $V_{обр}^0$, рассчитанный для активности (концентрации) ионов в водном растворе.

Ион	Al^{3+}	Zn^{2+}	Fe^{2+}	Sn^{2+}	H^+	Cu^+	Ag^+
$V_{обр}^0$, В	-1,63	-0,76	-0,44	-0,14	0	+0,52	+0,80

среды, т. е. процесс коррозии в них развивается с малой скоростью. Отмечают два вида коррозии: электрохимическую и химическую.

Электрохимическая коррозия. Она развивается в жидких электролитах: влажных атмосфере и почве; морской и речной воде; водных растворах солей, щелочей и кислот. При электрохимической коррозии устанавливается коррозионный ток и происходит растворение металла вследствие электрохимического взаимодействия с электролитом.

Поверхность металла в электролите электрохимически неоднородна, что приводит к образованию *микродальванического коррозионного элемента* (рис. 14.1). На одних участках поверхности, называемых *анодами*, идет реакция (14.1); на других, называемых *катадами*, — реакции (14.2) или (14.3)



В замкнутом коррозионном элементе реакции в прямом и обратном направлении становятся непереходными. На аноде идет преимущественно реакция окисления металла, в направлении восстановления металла преобладает реакция восстановления. В результате возникает коррозионный ток перемещения электронов в электролите. Под влиянием

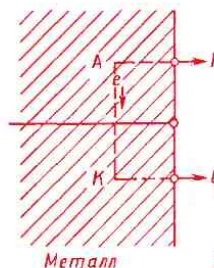


Рис. 14.1. Схема коррозионного элемента.

Анодную P_A и катодную P_K поляризуемость металла в электролите определяют также экспериментально.

Некоторые металлы в определенных условиях коррозии имеют большую анодную поляризуемость P_A , и их называют *пассивирующимися*.

Значение коррозионного тока I , который устанавливается в коррозионном элементе и определяет скорость коррозии, выражается формулой

$$I = (V_{\text{обр}}^K - V_{\text{обр}}^A) / (R + P_A + P_K), \quad (14.6)$$

где R — омическое сопротивление коррозионного элемента. Приведенная формула используется для качественной оценки и выявления контролирующего фактора, определяющего коррозионную стойкость металла. Количественную оценку получают экспериментально в условиях, максимально приближенных к эксплуатационным.

Обратимый потенциал возможных катодных реакций $V_{\text{обр}}^K$, влияющий на величину коррозионного тока и скорость коррозии, больше обратимого потенциала металла и зависит только от состава электролита и физических условий, в которых идет процесс коррозии. Состав электролита определяется соотношением концентрации ионов H^+ и OH^- . Если концентрация ионов H^+ меньше концентрации ионов OH^- , среду называют *щелочной*; при равенстве концентраций — *нейтральной*, а если больше концентрация ионов H^+ , среду называют *кислой*.

При коррозии в нейтральных средах (влажный воздух, речная и морская вода, хорошо аэрирующиеся почвы), а также в щелочной среде катодный процесс для большинства металлов идет по реакции (14.2). При коррозии в кислотах или плохо аэри-

рующая среда оказывает наибольшее влияние на коррозионный ток и стойкость металлов в условиях коррозии.

Химический состав металлов и сплавов определяет потенциал металла $V_{\text{обр}}^A$. Стойкость будет тем выше, чем больше разность между $V_{\text{обр}}^K$ и $V_{\text{обр}}^A$. Возможна также обратная ситуация, когда $V_{\text{обр}}^A$ в конкретных условиях коррозии будет больше $V_{\text{обр}}^K$, но поэтому электролитический ток будет достаточно коррозионным. Химический состав коррозионной среды определяет поляризацию катодной реакции P_K . Обе характеристики зависят от площади поверхности с увеличением площади поверхности.

Фазовый состав и структура металла и в том же химическом составе определяют на все перечисленные параметры. Возможность термической обработки определяет, как резерв увеличения стойкости металлов к химической коррозии, так и практически отсутствие коррозии.

Однофазные структуры металлов более стойки, нежели многофазные. Дефектами в них являются дислокации, электролитический ток в которых занижен. При коррозии участвуют только анодные участки в металлах и в однофазных сплавах. Это увеличивает стойкость и скорость коррозии. Химический состав поликристаллических металлов более прочнее, чем крупнокристаллические монокристаллы. Значительно повышенная коррозионная стойкость однофазных закаленных сталей по сравнению с отожженными.

зиль степень коррозионного разрушения оценивают по интенсивности изменения физико-механических свойств.

Коррозионно-стойкие неактивирующиеся металлы. В тех случаях, когда обратимый электродный потенциал в заданных условиях коррозии $V_{обр}^A$ близок к обратимому потенциалу катодной реакции $V_{обр}^K$, коррозионный ток мал и металл обладает высокой коррозионной стойкостью [см. формулу (14.6)].

По этой причине электроположительные металлы Au, Pt, Ag, Cu, а также Sn и Pb, потенциал которых имеет небольшие электроотрицательные значения, обладают коррозионной стойкостью во многих средах; Au, Pt, Ag имеют коррозионную стойкость во всех средах, кроме некоторых концентрированных окисляющих кислот. Cu, Sn, Pb используют во влажной атмосфере, морской воде и многих органических кислотах.

Скорости атмосферной коррозии металлов приведены ниже.

Металл . . .	Fe	Zn	Sn	Cu	Ag	Au
Скорость атмосферной коррозии, мкм/год . . .	20,0	3,2	1,2	1,0	0,04	0

Медные сплавы, в состав которых входят электроотрицательные металлы, имеют высокую коррозионную стойкость в условиях равномерной атмосферной и морской коррозии. Это является результатом того, что леги-

для устранения в...
При большом сол...
подвержены еще...
зионного разруш...
поверхностному...
растворению з...
цинка.

Все медные спл...
ки во многих о...
Однако ионы...
в электролите в...
химического ра...
В связи с этим пр...
и ее сплавов в пл...
сти поверхность п...
ребром или золо...

Бронзы и латун...
тационной корр...
подводную часть...
и морских судов...
предел вынослив...
ской воде (табл. ...

ТАБЛИЦА 14.1. В...
че...
ве...

Среда	Сталь 20 (отожженная)
Воздух	250
Речная вода	140
Морская вода	60

судов и морских сооружений не обра- с тает морскими организмами из-за ток- сичности меди. Все это способствует широкому применению медных сплавов в судостроении.

Электродный потенциал медного сплава можно повысить, а скорость кор- розии уменьшить путем легирования более благородным металлом, напри- мер, золотом (рис. 14.3). Объемное ле- гирование золотом позволяет получать сплавы с однофазной структурой твер- дого раствора. При определенных кон- центрациях электродный потенциал, так же как и скорость коррозии, меняется скачкообразно. При содержании золота в сплаве более 25% скорость коррозии в воде становится равной скорости кор- розии чистого золота. В связи с дефи- цитностью золота объемному легирова- нию предпочитают поверхностные по- крытия.

Коррозионно-стойкие пассивирующиеся металлы. Несмотря на большой отрица- тельный обратимый электродный по- тенциал металла вследствие большой анодной поляризации P_A в коррозион- ном элементе устанавливается неболь- шой коррозионный ток, и металл разру- шается с очень малой скоростью [см. формулу (14.6)]. Пассивное состояние связывают с образованием на поверхно- сти защитных пленок.

Способностью переходить в пассивное состояние обладают многие технические

по своей коррози- о нности. Титан от остальных. н яет пассивность в да же при нагреве окислительных и тах, в морской вод щелочах. Титан об стойкостью в мор вызывающих да же кавитационную к сплавы (см. п. 13.1) коррозионную сто

Высокая коррози мия во влажной тельных и органич на с переходом в Однако в щелоч с большой скорост кроме этого, подв растрескиванию.

Все примеси и л алюминиевых спл ляризуемость и, т коррозионную с опасны, так как ус электроположитель с утствие железа и процента заметно ную стойкость ал п. 12.1), содержащ алюминий, высоко ком—В95 и слож АЛ6, АЛ32, жаро по коррозионной с уступают чистому

Электроотрицате

торая на поверхности сплава быстро растворяется, и поверхность становится однофазной. Это объясняет высокую коррозионную стойкость сплавов АМгб, АЛ8 и АЛ27, которая лишь немного уступает стойкости чистого алюминия.

Алюминий и его сплавы чувствительны к контактной коррозии. При контакте с более электроположительными металлами Fe, Ni, Cu алюминий является анодом и разрушается. Для защиты алюминия стальные детали (болты) покрывают кадмием или цинком. Кадмий имеет такой же потенциал, как пассивированный алюминий, потенциал цинка более отрицателен. Алюминиевые сплавы, легированные медью, подвержены межкристаллитной коррозии. Для защиты от такой коррозии сплавы дополнительно легируют магнием, а листовые полуфабрикаты плакируют чистым алюминием.

Металлы, склонные к пассивированию, используют как легирующие элементы в сплавах. При определенном их содержании сплав приобретает склонность к пассивированию. Примером этому являются хромистые, хромоникелевые и хромомарганцевые коррозионно-стойкие стали.

При объемном и поверхностном легировании хромом (> 12,5%) железо, а также сталь становятся пассивными; коррозионный ток и скорость коррозии резко снижаются (рис. 14.4). При содержании свыше 17% Cr низкоуглеродистые стали приобретают однофазную

ферритную структуру, что повышает коррозионную стойкость. Легирование также включает возможность термической обработки.

Дополнительное легирование или марганцем так же, как легирование сталями позволяет повысить коррозионную стойкость, особенно в агрессивных средах. Кроме этого, хромоникелевые стали обладают высокой коррозионной выносливостью, поэтому используют для нагруженных деталей машин, работающих в агрессивных средах.

Хромистые стали. При температуре влажной атмосферы, в морской водной и речной воде (рис. 14.5) и многих

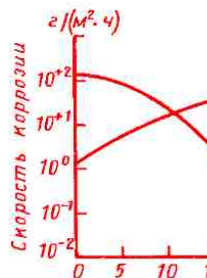


Рис. 14.5. Влияние содержания хрома на скорость коррозии сталей в растворах кислот

тах. В морской воде они подвержены коррозионному растрескиванию.

Структура и свойства хромистых сталей зависят от количества хрома и углерода (табл. 14.2). Все хромистые стали, в которых хрома более 12,5 %, коррозионно-стойкие. При содержании хрома 13,17 и 25 % стали являются не только коррозионно-стойкими, но и жаростойкими. Стали, содержащие 13 % Cr, при нагреве и охлаждении претерпевают фазовое превращение $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ и поэтому могут упрочняться при помощи термической обработки, не теряя коррозионной стойкости. Прочность после закалки и отпуска, как видно из табл. 14.2, тем больше, чем больше в стали углерода. При отпуске обеднение твердого раствора хромом небольшое, поэтому коррозионная стойкость остается высокой.

Стали 12X13 и 20X13 хорошо свариваются, в отожженном состоянии пластичны, имеют повышенную ударную вязкость и могут подвергаться холодной обработке давлением. Стали 30X13 и 40X13 менее пластичны, подвергаются только горячей обработке давлением. При сварке эти стали могут давать трещины.

Сталь 12X13 используют в изделиях, изготовляемых штамповкой и сваркой: лопатки гидравлических турбин, емкости, арматура. Стали 20X13 и 30X13

применяются после шлифования для деталей (шестерни, валы, пружины) и при больших цифрах оборотов в коррозионной среде. Для морской воды сталь 40X13 по своим свойствам отвечает инструментальной стали. Она пригодна для изготовления сельскохозяйственного и бытового инструмента, а также шаровых подшипников работающих в коррозионной среде.

Хромоникелевые стали аустенитного типа применяются в тех же средах, что и хромистые, но и при нагреве в морской воде эти стали устойчивы к точечной коррозии, ко-

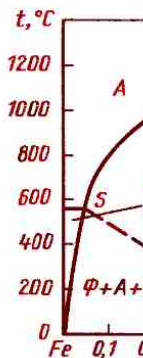


Рис. 14.6. Диаграмма фазового состояния левых сталей (18% Cr).

полнительное легирование молибденом (табл. 14.3). В водяном паре при больших давлениях и повышенных температурах хромоникелевые стали подвержены коррозионному растрескиванию.

Большим достоинством хромоникелевых сталей аустенитного класса является хорошая технологичность в отношении обработки давлением и сварки, что определило возможность использования их как конструкционного материала.

Структура хромоникелевых сталей зависит от содержания углерода, хрома и никеля (рис. 14.6). Сталь с содержанием углерода 0,1% в результате медленного охлаждения приобретает многофазную структуру аустенита с небольшим количеством феррита и карбидов $A + \Phi + K$. Такая многофазная структура не обеспечивает хорошей коррозионной стойкости и пластичности. И то и другое можно получить закалкой стали из однофазной аустенитной области. Быстрое охлаждение в воде фиксирует структуру, которая была при нагреве, так как полиморфное превращение не успевает пройти, а избыточные фазы выделиться.

Однофазное закаленное состояние, при котором весь хром находится в твердом растворе, обеспечивает стали максимальную коррозионную стойкость

в окислительных условиях. Температура придает стали пластичность ($\sigma_B = 500 \text{ МПа}$, $\delta = 35 \div 45\%$), что необходимо для их холодной пластической деформации в процессе изготовления деталей, теряя при этом в коррозионной среде (рис. 14.7).

При нагреве закаленной стали по границам мелкозернистого хрома, в результате которого выделяются хромом. При этом границы становятся коррозионно-разрушающимися.

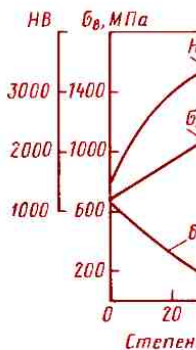


Рис. 14.7. Влияние температуры на механические свойства

связывает весь углерод в карбид, а хром остается в твердом растворе. К таким элементам относятся титан, содержание которого должно более чем в 5 раз превышать содержание углерода, а также ниобий.

Стали 04X18N10, 08X18N10 и 12X18N10T вследствие малого содержания углерода или дополнительного легирования титаном не склонны к межкристаллитной коррозии. Такие стали называют *стабилизированными*.

Сталь 17X18N9 склонна к межкристаллитной коррозии, поэтому после закалки ее нельзя нагревать выше 400°C, в частности, нельзя сваривать. Эти стали поставляют в закаленном, а также наклепанном состоянии с $\sigma_b = 1000 \div 1200$ МПа и $\delta = 20 \div 10\%$.

Более дешевыми являются коррозионно-стойкие аустенитные стали, в которых дефицитный никель частично или полностью заменен марганцем и азотом (см. табл. 14.3). В результате закалки они приобретают однофазную аустенитную структуру и не уступают по коррозионной стойкости хромоникелевым сталям. Стали, не содержащие титан, склонны к межкристаллитной коррозии.

Аустенитные хромоникелевые и хромомарганцевые стали широко используют в конструкциях, изготовляемых из листовой стали штамповкой и сваркой (вакуумные камеры, оболочки, емкости, трубопроводы и т. п.), в самолето-, машино-, приборо- и судостроении, химической промышленности и др.

циал поверхности. коррозионной стойкости вечны, но не выносятся при режущих операциях. Если есть возможность, металл при нанесении анодного катода коррозии не подвергается без покрытия.

Покрывают свинец (цинк) для железа (стали) являются и олово более эластичными металлами, чем желатин, неорганические окисляющие кислоты применяют в пищевой промышленности, а покрытие свинца в промышленности.

Анодные покрытия более электроотрицательны. Разрушаясь, они подвержены коррозии. При металлизации такое покрытие дополнительно анода, коррозионную долю коррозии самым защищает. Анодные покрытия атмосферной и морской воде, анодными для дистых сталей являются кадмием.

Неметаллические покрытия собой веществам лекулярным типом по своим электрическим свойствам или вследствие больш

шаются при относительно небольших нагрузках. В некоторых случаях предпочитают изготавливать детали и элементы целиком из полимеров и пластмасс, что обеспечивает конструкции долговечность в эксплуатации.

14.2. Жаростойкие материалы

Конструкционные металлические материалы в процессе обработки и эксплуатации при нагреве в коррозионно-активных средах подвергаются химической коррозии и разрушению.

Химическая коррозия. Она развивается в сухих газах или жидких неэлектролитах. В большинстве случаев это кислородосодержащие газы: сухой воздух, углекислый газ, сухой водяной пар и чистый кислород. При химической коррозии поверхность металла окисляется.

Способность металла сопротивляться коррозионному воздействию газа при высоких температурах называют *жаростойкостью*.

Окисление включает несколько последовательно идущих этапов. Первым из них является адсорбция молекул кислорода из газовой фазы поверхностными атомами металла. При адсорбции выделяется теплота, которая вызывает диссоциацию молекул кислорода на атомы. Этот процесс сопровождается перераспределением электронов и ионизацией атомов: поверхностные атомы металла окисляются — теряют электроны (14.7); атомы кислорода восстанавливаются — захватывают электроны (14.8).

мическое сродство к $\Delta G_T^0 < 0$, то окисление

Приведенные ниже показывают, что золото и серебро при 298 К не окисляются, в то время как хром и никель, образуя оксиды хрома.

Оксид Au₂O₃
 ΔG_{298}^0 , кДж/моль +3

Скорость окисления зависит от свойств образовавшихся оксидов. Защитными свойствами обладают только те оксиды, которые образуют плотные слои. Чем больше толщина оксидной пленки, тем меньше скорость окисления. При $\phi < 1$ оксид растет в основном за счет диффузии кислорода к поверхности металла.

При $\phi < 1$ оксид растет в основном за счет диффузии кислорода к поверхности металла. При $\phi > 1$ оксид растет в основном за счет диффузии кислорода к поверхности металла. При $\phi > 1$ оксид растет в основном за счет диффузии кислорода к поверхности металла.

Пленки, образующиеся на поверхности металла при температуре окружающей среды, обладающие защитными свойствами, имеют небольшую толщину (3–10 нм). Эти пленки являются плотными и прочными, они покрывают металл сплошным слоем, который защищает его от дальнейшего окисления.

При нагреве растёт толщина оксидной пленки, что приводит к изменению его кристаллической решетки оксида, что приводит к его разрушению и переходу к металлу.

* ϕ равно отношению массы оксидной пленки к грамм-атому металла.

Рис. 14.8. Схема роста плотных оксидов

металла, но они имеют размерное и структурное соответствие. По мере удаления от поверхности металла кристаллографическая структура оксида все более отличается от решетки металла и на внешней поверхности приближается к решетке компактного оксида.

Оксиды металлов представляют собой промежуточные фазы с ионным типом связи. По сравнению со стехиометрическим составом, который отражает химическая формула, в решетке оксидов может быть избыток ионов металла или кислорода. Избыток создают либо ионы металла, расположенные в межузельных порах, либо вакансии в узлах решетки вследствие недостатка ионов металла или кислорода. Таким образом, кристаллографическая решетка оксидов переменного состава дефектна: чем больше вакансий или межузельных ионов, тем больше дефектность и хуже защитные свойства оксидов.

Исключением являются оксиды CuO и Cr_2O_3 , которые практически бездефектны, а поэтому обладают хорошими защитными свойствами.

В рыхлых оксидах перемещение ионов кислорода к поверхности металла облегчено, поэтому скорость окисления велика.

В плотных оксидах перемещение ионов (обычно это ионы металла) затруднено и в зависимости от температуры окисления обеспечивается различными физическими процессами (рис. 14.8). При невысоких температурах ионы перемещаются в результате миграции под влиянием электрического поля, возникшего из-за перемещения электронов от внутренней поверхности оксида к внешней. При повышенных температурах

окисления E . Скорость по скорости изменения $[\text{г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})]$ или толщины (мкм/ч).

Для металлов, у которых начинаются химический со- дов, температурная окисления имеет несколько с разным наклоном определяется защитные дов в определенном тем- ле. На рис. 14.9 показана зависимость скорости окисления от температуры. В интервале температур скорость окисления меняется в пределах $10^{-7} - 10^{-3}$ г/(м²·ч) начинается интенсивное окисление с появлением оксидов имеет большую деформацию решетки (недостатки) и заменяет бездефектные

Температурные зависимости окисления металла оптимально в условиях эксплуатации обеспечивают жаростойкость

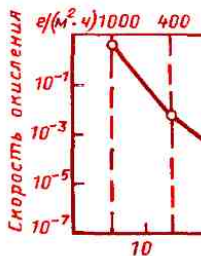


Рис. 14.9. Влияние температуры окисления меди на скорость

скорость окисления. Изменение парциального давления кислорода оказывает более сложное влияние. Рост парциального давления кислорода ускоряет процесс коррозии металлов, образующих рыхлые оксиды, а также плотные оксиды с большим избытком кислорода. Коррозию железа усиливает наличие в газовой фазе H_2O и сернистых газов.

Внутренними факторами являются химический состав металла, структура и чистота обработки поверхности. Наибольшее влияние оказывает химический состав металла, который определяет кристаллическую структуру и защитные свойства оксида. Полированные поверхности окисляются медленнее, так как оксиды равномерны по толщине и поэтому более прочно сцеплены с поверхностью металла.

Сравнительная оценка жаростойкости чистых металлов по скорости окисления на воздухе в интервале допустимых рабочих температур приведена в табл. 14.4.

Очень плохая жаростойкость магния при температурах выше $450^\circ C$ связана с образованием рыхлого оксида MgO , у которого коэффициент объема $\phi = 0,79$. В интервале температур $500-600^\circ C$ скорость окисления магния лежит в пределах от 10^{-1} до 10^1 г/($m^2 \cdot ч$). Порошок магния бурно окисляется и самовоспламеняется при нагреве.

Оксиды металлов второй группы плотные, но их защитные свойства ухуд-

4	Хорошая	Al, Zn, Pb, Cr, Be
5	Отличная	Ag, Au

шаются при нагреве. Это объясняется тем, что оксиды металлов второй группы имеют коэффициент объема $\phi > 2,5$, поэтому при нагреве образуются внутренние напряжения, которые разрушают оксиды. Кроме того, металлы Ti и Zr имеют низкие температуры плавления и при нагреве образуют оксиды TiO₂ и ZrO₂, которые растворяют кислород в объеме металла. В случае Ti и Zr оксиды имеют низкую растворимость в металле и поэтому защищают металл от дальнейшей окисления. Явление называют эффектом защитного оксида. При высоких температурах оксиды TiO₂ и ZrO₂ выдерживают даже рыхлым. Оксиды TiO₂ и ZrO₂ в случае нагрева становятся черными, так же как и магний. Оксиды TiO₂ и ZrO₂ горят даже при ударах. Для Ti и Zr скорость окисления в интервале температур $500-600^\circ C$ лежит в пределах от 10^{-1} до 10^1 г/($m^2 \cdot ч$).

Металлы третьей группы Co, Ni, Cu в интервале температур $500-600^\circ C$ окисляются на воздухе со скоростью 10^{-3} до 10^{-1} г/($m^2 \cdot ч$). В интервале температур $700-800^\circ C$ — от 10^1 до 10^3 г/($m^2 \cdot ч$).

сительно высокие скорости окисления у металлов этой группы связывают с большой дефектностью образующихся при нагреве оксидов.

В процессе окисления железа и стали на поверхности растут несколько оксидов, у которых химический состав, кристаллографическая структура и защитные свойства различны.

Температурная зависимость скорости окисления железа на воздухе отражает изменения состава и структуры образующихся на поверхности оксидов (рис. 14.10). До 560°C окисление идет медленнее, так как на поверхности образуются оксиды Fe_3O_4 и Fe_2O_3 с хорошими защитными свойствами. При дальнейшем нагреве эти оксиды вследствие большого коэффициента объема ϕ растрескиваются. Единственно защитным оксидом становится FeO с худшими защитными свойствами. Именно по этой причине предельно допустимая рабочая температура нагрева на воздухе для чистого железа составляет 560°C . Благодаря легированию эту температуру удается повысить до $1000\text{--}1200^{\circ}\text{C}$.

Металлы четвертой группы Al, Zn, Sn, Pb, Cr, Mn, Be обладают хорошей жаростойкостью. Скорость окисления на воздухе в интервале температур $400\text{--}600^{\circ}\text{C}$ менее 10^{-6} г/(м²·ч), а в интервале температур $700\text{--}800^{\circ}\text{C}$ составляет $10^{-4}\text{--}10^{-3}$ г/(м²·ч). Металлы этой группы, наряду с элементом Si, используют при жаростойком легировании.

Жаростойкость сплавов. Основным

сида основного металла самым его дефектным оксид ($\text{AB})_m\text{O}_n$ оксид имеет избыток (рис. 14.11, а), следует ми большей валентности электронейтральности $3\text{A}^{2+} = 2\text{B}^{3+}$ и уменьшения валентности катионных ионов металлов. В некоторых оксидах металлов галла в узлах решетки легировать элементарными. При этом произойдет и уменьшится число

Хорошую жаростойкость имеют сплавы легированные оксидом B_mO_n , обладающие теми же свойствами, что и оксид галла A_mO_n . Для образующегося элемента

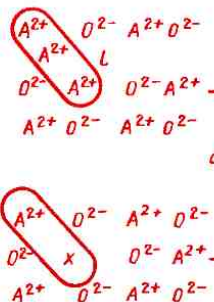


Рис. 14.11. Схема из дефектов оксидов при а — с избытком ионов металла

кристаллическую решетку типа шпинели (см. п. 1.3). В узлах решетки расположены ионы кислорода; ионы двух- и трехвалентного металлов, имеющие меньший ионный радиус, занимают межузельные поры. Переменный состав оксида объясняется наличием вакантных межузельных пор, по которым и идет диффузия ионов металлов. Высокие защитные свойства двойных оксидов связывают с большой плотностью упаковки и малым параметром кристаллической решетки. Ионы легирующего элемента частично или полностью заменяют ионы металла. Такая замена уменьшает коэффициент диффузии и электрическую проводимость, тем самым улучшая защитные свойства оксида.

Жаростойкость промышленных *алюминиевых сплавов*, за исключением сплавов с магнием АМг3, АМг6, практически такая же хорошая, как у чистого алюминия, так как химическое сродство к кислороду алюминия больше, чем элементов Cu, Zn, Si, Mn, входящих в эти сплавы. Некоторое ухудшение жаростойкости в сплавах, структура которых неоднородная, вызвано неоднородностью оксида Al_2O_3 по составу и толщине. Алюминиевые сплавы типа АМг, содержащие магний, уступают чистому алюминию, так как в этих сплавах магний образует на внешней поверхности собственный рыхлый оксид MgO.

Жаростойкость *магния* удается повысить легированием. Небольшие добавки бериллия (0,02–0,05 %) улучшают жаростойкость и устраняют самовозгорание при технологической обработке. Сплавы магния с Mn, Zn и Al также более жаростойкие, чем магний.

несколько уступают Si.

Титановые сплавы более активно, поэтому защитные слои не образуются титана при легировании для α -сплавов, но повысить жаростойкость при применении жаропрочных сталей.

Жаростойкость сталей можно повысить легированием алюминием и кремнием. Для распространения на поверхность верхностного легирования получил хром, содержание которого доходит до 30%. Легирования хрома в сталях при высокой температуре, выходящей за пределы парциальной активности титана, для увеличения содержания титана в сталях. Легированные стали образуют оксидные слои, способствующие к повышению жаростойкости. Углеродистая сталь при легировании хромом приобретает ферритную структуру, способствующую лучшей работе при высоких температурах кристаллы феррита не проводит поперек направления удара ударным воздействием. Ударная вязкость такого охрупчивающего элемента только легируют стали элементами (например, бериллий) затрудняют. Химический состав жаропрочных сталей жаростойких сталей при

и 15X25T ферритного класса (в структуре преобладает феррит) нежаропрочны, поэтому их используют в изделиях, которые не испытывают больших нагрузок, особенно ударных. Свойства сталей приведены для отожженного состояния. Сплавы 20X23H18 и 20X25H20C2 аустенитного класса не только жаростойки, но и жаропрочны. Свойства их даны для закаленного состояния. Области применения жаростойких сталей и сплавов указаны в табл. 14.6.

В сталях содержание алюминия и кремния в отличие от хрома ограничено, так как эти элементы охрупчивают сталь и ухудшают технологические свойства при обработке давлением. Этот недостаток можно исключить, если их вводить совместно с хромом или использовать при поверхностном леги-

и X23Ю5Т, легирующими элементами — ванадием и алюминием, так как сплавы X20H80, используемые в конструкциях с повышенным элементарным деформацией (см. п. 17.1).

Низкая жаростойкость сталей с элементами Mo, W, Ni и Cr вызывает затруднения при их применении в качестве жаропрочных сталей. Применение вакуумной плавки при технологическом производстве тугоплавких сталей в некоторых случаях вызывает трудности при обработке давлением тугоплавких сталей. Для повышения жаропрочности сталей можно использовать жаростойкие тугоп-

ТАБЛИЦА 14.6. Жаростойкие стали и сплавы, применяемые в электротехнике

Марка	Рабочая температура, °C	Назначение	
X13Ю4	900—950	Электронагреватели печей	Процессы при 1270°C
X23Ю5Т	1350—1400	Малонагруженные детали печей	Легированные
X20H80	1050—1100		Легированные
15X25Т	800—1000		
20X23H18	800—1000	Муфели, направляющие, детали вентиляторов, конвейеров и рольгангов печей	Сорбитные (ГОСТ 1591-78)
20X25H20C2	950—1050	Муфели, ролики рольгангов, подовые плиты и другие детали печей, работающие в углеродосодержащей среде	То же

и других машин нагреваются до высоких температур и несут большие нагрузки. Условия работы деталей весьма разнообразны; решающее значение при выборе материала имеют температура, длительность работы под нагрузкой и величина напряжений. Например, паросиловые установки работают сотни тысяч часов, а ракетные двигатели — всего несколько минут. В одних случаях температуры участков деталей очень высоки и близки к температуре плавления сплава, в других — они лишь незначительно выше $0,3 T_{пл}$. При высоких температурах ускоряются диффузионные процессы, изменяются исходная микроструктура и механические свойства материала.

Нагрев ослабляет межатомные связи, при высоких температурах уменьшаются модули упругости, временное сопро-

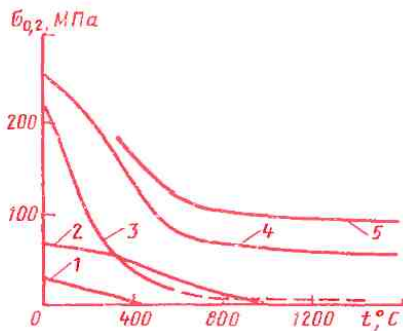


Рис. 14.12. Зависимость предела текучести металлов от температуры
1 — Al; 2 — Cu; 3 — Ti; 4 — Ta; 5 — W

тивление, предел текучести. Чем ниже $T_{пл}$ основного металла, тем больше оказываются его модуль упругости и предел текучести (рис. 14.12).

При длительном воздействии высоких температур в металле происходят процессы ползучести и релаксации напряжений.

Ползучесть — процесс постепенного нарастания деформации под действием постоянной нагрузки. Предел текучести при ползучести зависит от скорости деформации и времени действия нагрузки. Представление о ползучести можно получить, наблюдая за деформацией стержня из металла при постоянной нагрузке. Каждая из стадий ползучести характеризуется определенной скоростью деформации. Первая стадия так называемая первичная ползучесть характеризуется замедленным затуханием скорости деформации до определенной величины. Вторая стадия ползучести характеризуется постоянной скоростью деформации. Третья стадия ползучести характеризуется ускорением деформации до момента разрушения. Ползучесть — явление, характерное для металлов и сплавов, как в этом случае происходит разрушение.

Относительное удлинение при ползучести зависит от температуры и времени действия нагрузки. При одном и том же уровне напряжения повышение температур приводит к увеличению относительного удлинения.

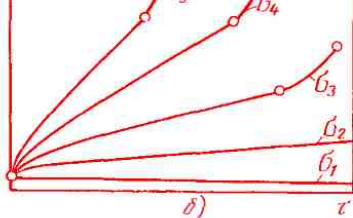


Рис. 14.14. Зависимость ползучести от температуры (а) и напряжений (б):

$$t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5 < t_6; \sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3 < \sigma_4 < \sigma_5$$

крашает продолжительность второй стадии и ускоряет разрушение (рис. 14.14, а). Аналогично влияет повышение напряжения при неизменной температуре испытания (рис. 14.14, б).

Предел текучести, определяемый при кратковременных испытаниях, не может быть критерием жаропрочности, так как он не учитывает поведение материала при длительном нагружении. Критериями жаропрочности являются предел ползучести и предел длительной прочности.

Пределом ползучести называется напряжение, под действием которого материал деформируется на определенную величину за определенное время при заданной температуре. В обозначении предела ползучести указывают температуру, величину деформации и время, за которое она возникает. Например, $\sigma_{1/100000}^{550} = 100$ МПа означает, что под действием напряжения 100 МПа за 100 000 ч при температуре 550 °С в ма-

чности характеризует материал в процессе нагружения при высоких температурах до предела прочности при кратковременных испытаниях при той же температуре.

Ползучесть металлов характеризуется суммацией напряжений в нагруженных деталях при различных температурных условиях, но уменьшаются в деталях и других крепежных элементах, подвергающихся натяги и т.д. в нагруженной детали сумму упругой и пластической деформации. В начале эксплуатации детали происходит упругая деформация, например, в затянутом болте $\sigma_0 = E_t \varepsilon_0$ (где E_t — модуль упругости при температуре эксплуатации), а в дальнейшем — пластическая деформация, составляющая долю упругой деформации ε_0 . Со временем уменьшается напряжение в болте, составляющая пластическую деформацию, не что иное, как деформация под действием момента затяжки и напряжения.

Критерием сопротивления материала является падение напряжения σ_t за время τ при заданной температуре.

Большинство жаропрочных сплавов поликристаллического материала деформируется благодаря

сталлы, у которых совсем нет границ зерен. Однако производство деталей со структурой монокристалла сложно, освоено лишь для отдельных деталей, и практически приходится иметь дело с поликристаллическими материалами. Для улучшения их жаропрочности требуется упрочнение границ зерен. С этой целью в жаропрочные стали и сплавы вводят малые добавки (0,1–0,01 %) легирующих элементов, которые концентрируются на границах зерен. Эти элементы замедляют зернограничное скольжение и нейтрализуют действие вредных примесей. Особенно часто для упрочнения границ используют бор, церий и другие редкоземельные металлы. Границы зерен в никелевых жаропрочных сплавах упрочняют карбидами, добавляя с этой целью в сплавы около 0,1 % С.

Дополнительными мерами повышения жаропрочности служат: 1) термомеханическая обработка; 2) увеличение прочности межатомной связи в сталях, когда благодаря легированию ОЦК решетка заменяется ГЦК решеткой; 3) создание анизотропной структуры.

Термомеханическую обработку применяют для получения структуры полигонизации. Такая структура устойчива при нагреве в отличие от структуры наклепанного металла. Полигонизация повышает сопротивление ползучести, так как малоугловые границы в зернах мешают передвижению дислокаций. Одна-

Анизотропную структуру получают из жаропрочных направленной кристаллизации теми же способами, что и композиционные материалы.

Основные группы жаропрочных материалов. Перлитные жаропрочные стали используются при температурах до 600 °С и по масштабам производства занимают ведущее место. Низколегированные жаропрочны обычные конструкционные стали и нет необходимости в специальных жаропрочными сталями.

Жаропрочные сплавы на основе никеля, магния и алюминия, однако они менее распространены, используются при температурах (табл. 14.7): сплавы САП, их температура эксплуатации 300–350 °С; сплавы на основе алюминия, их температура эксплуатации 300–350 °С; сплавы на основе титана, их температура эксплуатации 500–600 °С. Указанные сплавы применяются на более высокотемпературных участках эксплуатации, где невозможно использовать обычные конструкционные металлы и нельзя получить более высокой прочности.

Сплавы на основе никеля жаропрочнее сталей, в них больше никеля применены при температурах 700–1000 °С, а кобальт и молибден получили широкое применение из-за дефицитности.

МЛ19	1,6—2,3Nd; 0,6Zn; 0,7Zr; 1,7Y	250—
На основе титана:		
BT3—1	6Al; 2,5Mo; 0,5Fe; 0,25Si	350—
BT6	6,25Al; 4V	400—
BT8	6,5Al; 3,3Mo; 0,3Si	450—
BT9	6,5Al; 3,3Mo; 0,25Si; 1,6Zr	500—
BT18	7,5Al; 11Zr; 0,7Mo; 1Nb; 0,3Si	550—

Материалы высокой жаропрочности, применяемые при температуре выше 1000 °С,— это тугоплавкие металлы и их сплавы, керамика на основе SiC и Si₃N₄, графит.

Перлитные стали. Эти стали предназначены для длительной эксплуатации при температурах 450–580 °С и используются главным образом в котлостроении. Критерием жаропрочности для них является предел ползучести с допустимой деформацией 1% за 10⁴ или 10⁵ ч. Жаропрочность перлитных сталей обеспечивается выбором рационального химического состава и полученной в результате термической обработки структурой легированного феррита с равномерно распределенными в нем частицами карбидов.

Перлитные жаропрочные стали являются низкоуглеродистыми, содержат от 0,08 до 0,15% С (иногда содержание углерода повышают до 0,2–0,3%) и не более 2–3% карбидообразующих элементов, из которых самые важные — молибден, хром и ванадий (табл. 14.8) (12Х1МФ, 25Х2М1Ф).

Оптимальной термической обработкой являются нормализация после на-

грева до ~1000 °С и последующий отпуск при температуре 2–3 ч.

Для перлитных сталей особенно важна структура и свойства, полученные из них при длительной эксплуатации. Они выдерживаются годами. В перлитных сталях в основном масса состоит из феррита, а углерод — в карбиде.

В условиях длительной эксплуатации в перлитных сталях особенно важно влияние химического состава на образование карбидов; сфероидизацию карбидов; графитизацию перлита; образование карбидов с выделением графита.

Особенно опасным является образование карбидов, приводящее к аварийным разрывам. Стали, устойчивые против образования карбидов, МС, а наименее стабильны при легировании ванадием. После отпуска после нормализации производят термическую обработку карбидов и стабилизируют структуру.

40X10C2M	Мартенситные стали	0,4C; 10Cr; 2,2Si; 0,8Mo	650	850
15X11MФ		0,15C; 11Cr; 0,7Mo; 0,3V	550–580	750
11X11H2B2MФ		0,11C; 11Cr; 1,7Ni; 1,8W; 0,4Mo; 0,25V	600	750
12X18H10T	Аустенитные стали	До 0,12C; 18Cr; 10Ni; 0,5Ti	600	850
45X14H14B2M		0,45C; 14Cr; 14Ni; 2,4W; 0,3Mo	650	850
10X11H20T3P		До 0,10C; 11Cr; 20Ni; 2,6Ti; 0,02B	700	850
ХН77ТЮР	Никелевые сплавы	До 0,07C; 20Cr; 2,6Ti; 0,8Al; до 0,01B	750	1050
ХН55ВМТКЮ		0,10C; 10Cr; 5Mo; 4,9W; 14Co; 4,5Al; 1,6Ti	950	1050
ЖС6К		0,17C; 11,5Cr; 4Mo; 5W; 5,5Al; 4,5Co; 2,7Ti; до 0,02B	1050	1050

- * σ_{100}
- ** σ_{50}
- *** $\sigma_{1/1000}$
- **** σ_{1000}

Перлитные стали пластичны в холодном состоянии, удовлетворительно обрабатываются резанием и свариваются. По теплопроводности и тепловому расширению они близки к обычным конструкционным сталям.

Стали, содержащие 0,12–0,15% С, используют в паросиловых установках для изготовления труб пароперегревателей, паропроводов и других деталей, температура эксплуатации которых не превышает 570–580°С.

Перлитные стали с содержанием углерода до 0,12–0,15%, и поэтому имеют высокую прочность, используются для изготовления роторов турбин, лопаток компрессоров, пружин и крепежных элементов. Перлитные стали широко используются для изготовления роторов турбин, лопаток компрессоров, пружин и крепежных элементов.

цией 0,1% за 10^4 ч или 1% за 10^5 ч. Различают две группы мартенситных сталей: с содержанием 10–12% Cr, добавками Mo, V, Nb, W и низким, в пределах 0,10–0,15%, содержанием углерода; сильхромы с содержанием 5–10% Cr, добавками кремния в количестве до 2–3% и повышенным содержанием углерода до 0,4%.

Стали первой группы используют в термически обработанном состоянии. Оптимальная термическая обработка заключается в закалке или нормализации после нагрева до 950–1100°C (для растворения карбидов) и отпуске при 600–740°C. Структура термически обработанной стали – смесь легированного феррита и мелких карбидов – обеспечивает необходимую жаропрочность, сопротивление коррозии и релаксационную стойкость. Благодаря высокому содержанию легирующих элементов стали глубоко прокаливаются даже при нормализации (до 120–200 мм) и поэтому более пригодны для деталей крупных сечений, чем перлитные стали. При высоком содержании хрома (10–12%) и других ферритообразующих элементов и низком содержании углерода стали становятся мартенситно-ферритными. Количество неупрочняемого при термической обработке феррита невелико, по жаропрочным свойствам мартенситные и мартенситно-ферритные стали близки. При длительной эксплуатации они могут применяться до температуры 600°C. Мартенситные ста-

и отпускают при еще содержании хрома, тем выше ее жаропрочность. Сильхромы применяют их при температуре выше 600–650°C; при эксплуатации двигателей изготовляют из мартенситных сталей. Сильхромные стали легируются не только хромом, но и для креплений. Технологические свойства хуже, чем у обычных сталей. Особенно затруднительно подогреть перед сваркой термическая обработка.

Аустенитные стали жаропрочности превосходят и мартенситные стали при температурах до 600°C. Основные легирующие элементы – никель, титан и железо. Соотношение никеля и железа выбирают устойчивый аустенитный фазовый превращение. Никель заменяют другими аустенитизирующими элементами. Ферритообразующими элементами Mo, Nb, Ti, Al, W для повышения жаропрочности образуют карбиды. Аустенитные стали по правилу, ~ 0,1% C. Содержание углерода выше 0,1% снижает жаропрочность.

Аустенитные стали разделяют на следующие

других ответственных деталей современных газотурбинных двигателей, эти сплавы применяют для изготовления штампов и матриц горячего деформирования металлов. Они используются при температурах от 750°C, а температура 950–1000°C является для них максимальной. В наиболее жаропрочных сплавах, содержащих около 10% Cr, недостаток жаростойкости исправляется химико-термической обработкой деталей, в частности, алитированием и хромоалитированием. Жаропрочные никелевые сплавы с трудом подвергаются горячему деформированию и резанию. Как и аустенитные стали, эти сплавы имеют низкую теплопроводность и значительное тепловое расширение.

Тугоплавкие металлы и сплавы включают обычно металлы, у которых температура плавления превышает 1700°C.

Наибольшее применение получили металлы VA подгруппы — ванадий, ниобий, тантал и металлы VIA подгруппы — хром, молибден, вольфрам. Тугоплавкие металлы имеют прочные межатомные связи и отличаются высокими температурами плавления, малым тепловым расширением, небольшой теплопроводностью, повышенной жесткостью.

Однако при высоких температурах все важнейшие тугоплавкие металлы (за исключением хрома) быстро окисляются. Низкая жаростойкость — большой недостаток тугоплавких металлов.

По совокупности технологических свойств тугоплавкие металлы и их

тугоплавкие металлы взаимодействуют с кислородом, азотом, углеродом, металлами группы VA подгруппы, с которыми образуют гидриды.

Примеси внедрения в тугоплавкие металлы В металлах технически не удаляется несколько месяцев. Этого достаточно для металлов группы VIA подгруппы, которые становятся хрупкими. Температура хладноломкости у них около 300°C, а у металлов группы VIIA подгруппы в пределах 90–250°C марки металла.

Металлы VA подгруппы имеют высокую растворимость в металлах, поэтому при их применении примеси не примесей технически не удаляются, остаются пластичными при температурах до 25°C вплоть до —100°C. При содержании примесей в металлах и эти металлы. Та же ситуация наблюдается и на воздухе при их применении. Когда температура внедрения превышает температуру растворимости, рекристаллизация вызывает хрупкость металлов. В металлах группы VIIA подгруппы внедрения смесями металлов группы VIIA подгруппы при рекристаллизации проявляется в виде хрупкости металлов. В металлах группы VIIA подгруппы по границам зерен проявляется эффект хрупкости металлов. Вольфрам, имеющий высокую температуру плавления, примесей внедрения

твердого раствора. Образовавшиеся частицы соединений вредного влияния на пластичность не оказывают. Легирование молибдена или вольфрама рением резко понижает температуру хрупкости, сплавы вольфрама с рением пластичны при температуре 25 °С. Однако рений — очень дефицитный металл.

Наклеп понижает температуру перехода в хрупкое состояние благодаря изменению тонкой структуры и характера взаимодействия примесей с кристаллической решеткой в наклепанном металле. По сравнению с хрупкими отожженными металлами — молибденом и вольфрамом — высокопрочные наклепанные проволоки и ленты из этих металлов не хрупки и при 25 °С сохраняют пластичность, достаточную для их успешной навивки и гибки при изготовлении изделий.

коний, ниобий, м... тантал, рений) в н... чтобы при увелич... снизить пластично... другие свойства.

Сплавы второй г... вышенное количес... дообразующие элем... сплавов этой групп... зой являются карб... являются внутри зер... ванадия и хром... прочны. Тем не мен... 800–1000 °С сплавы... железные и никеле... на основе хрома бл... сти применимы... 1000–1100 °С.

Сплавы на основ... способны до 1300 °С, ной работе выдерж...

ТАБЛИЦА 14.9. Механические свойства тугоплавких металлов

Металл	При 25 °С				НВ
	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	
	МПа		%		
Ванадий	200–220	100–115	25	75	80
Ниобий	200–350	120–260	25–50	60–100	50–80
Тантал	200–400	180	50–70	95	90–125
Хром	270	190	0–3	0	90–100
Молибден	800–900	420–450	10–15	—	150–170
Вольфрам	600–1100	—	0	0	360–400

Примечания: 1. Значения приведены для металлов технической зованном состоянии.

2. Механические свойства ванадия приведены для температуры 1000 °С

VX1И (до 1Y)	270	190	3	80	—	24
VX2 (0,15 Ti; 0,2 V; 1 Y)	350	240	3	250	30	65
VX4 (32 Ni; 0,15 Ti; 0,25 V, 1,5 W)	950	800	8	240**	12**	
На основе молибдена:						
BM1 (0,4 Ti; ≤ 0,01 C)	800	680	10	340	14	80-
BM3 (1,1 Ti; 0,5 Zr; 0,4 C; 1,4 Nb)	800—860	—	0,03	550	12	250
Mo + 40 Re	840	—	2—8	130***	—	
На основе вольфрама:						
W + 27 Re	1400	—	4	700	12****	42
W + 15 Mo	—	—	—	175	27****	

- * При 2000 °С.
 ** При 1000 °С.
 *** При 1500 °С.
 **** При 1600 °С.

до 1500 °С. Их достоинство — небольшая плотность.

Сплавы на основе молибдена работоспособны до 1300–1400 °С, на основе тантала — до 2000 °С, а на основе вольфрама — до 2000–2200 °С (табл. 14.10). При температурах до 1900–2000 °С многие сплавы на основе тугоплавких металлов более жаропрочны, чем вольфрам. Выше температуры 2000–2500 °С нелегированный вольфрам является самым жаропрочным металлом.

Неметаллические жаропрочные материалы. Графит и специальная керамика — наиболее важные неметаллические материалы, пригодные для службы при температурах выше 1000 °С. В этих материалах преобладает ковалентный тип связи, и поэтому лишь при температурах выше $0,8T_{пл}$ быстро теряются жаропрочные свойства.

Графит — один из материалов высокой термической устойчивости. При нагреве происходит увеличение модуля упругости при нагреве до 2200–2400 °С прочностные свойства достигаются максимума. При более высоких температурах снижается прочность. Графит не окисляется при температуре до 2000 °С. При нагреве графит хорошо проводит тепло. Он устойчив против коррозии. Ползучесть у графита при температуре выше 2000 °С уменьшается. При температурах 2300–2900 °С при напряжении 30–10 МПа статком графит окисляется, уже при 520–560 °С потеря

(Si_3N_4 – до 1500°C , SiC – до 1800°C), стойки против коррозии и эрозии, не боятся перегрева и не нуждаются в принудительном охлаждении. В отличие от графита керамика меньше подвержена окислению и в несколько раз прочнее. Керамика изготавливается из недефицитных материалов. К недостаткам высокотемпературной керамики относятся хрупкость, сложность получения плотного беспористого материала и трудности изготовления деталей. В отличие от керамики графит легче прессуется в горячем состоянии и хорошо обрабатывается резанием.

14.4. Хладостойкие материалы

Хладостойкими называют материалы, сохраняющие достаточную вязкость при низких температурах от 0 до -269°C ($273-4\text{ K}$).

Воздействию низких температур подвергаются стальные металлоконструкции (полотно железных дорог, трубы газо- и нефтепроводов, мосты и др.), строительные машины, автомобили, вагоны в северных районах страны, охлаждаемые до температур климатического холода (-60°C); обшивка самолетов, детали ракет и космических аппаратов, охлаждаемые от 0°C до температуры жидкого кислорода (-183°C); специальное оборудование физики низких температур, детали, узлы и трубопроводы холодильной и криогенной техники, ко-

стание хладноломкость – свойство материала, хрупко разрушающийся при понижении температуры. Характерна для железа и сплавов с ОЦК. Хладноломкость этнивается температурой хладноломкости t_{50} (средней работы материала при данной температуре). Это достигается понижением температурного порога разрушения материала расположения его эксплуатации. На хладноломкость на температурного материала зависит от факторов, влияющих на хрупкость к хрупкому разрушению концентраторов на поверхности нагружения, размерности. Чем больше температура, тем меньше опасность разрушения материала, тем выше эксплуатационная надежность. Металлы и сплавы, а также титан и его сплавы сеткой не имеют хладноломкости; при охлаждении хладноломкость уменьшается. Хладноломкость таких материалов зависит от температуры, при которой вязкость не менее $0,3\sigma_s$ (рис. 14.16).

Кроме критериев хладноломкости ($t_{KCU-0,3}$) основными критериями материала служат также предел текучести (σ_s , $\sigma_{0,2}$), физич

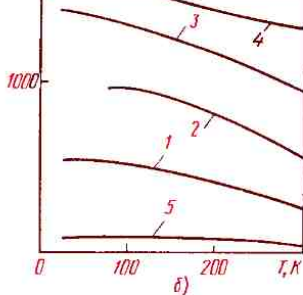


Рис. 14.16. Зависимость ударной вязкости (а) и предела текучести (б) конструкционных материалов от температуры:

1 — сталь 12Х18Н10Т, закалка в воде от 1100 °С; 2 — сталь 0Н9, закалка в воде от 980 °С, отпуск при 600 °С; 3 — сплав ВТ5 — 1, отжиг при 750 °С; 4 — сталь 03Х9К14Н6М3Т, закалка на воздухе от 950 °С, старение; 5 — сплав АМг5, отжиг при 400 °С

ские свойства, совместимость с окружающей средой, стоимость материала. Важным критерием хладостойкости является критерий K_{1c} — вязкость разрушения в условиях плоской деформации. Однако недостаток данных о значениях K_{1c} при низких температурах пока ограничивает его применение при выборе материалов.

Из физических свойств материала наиболее важны тепловое расширение, теплопроводность, теплоемкость. Чем меньше тепловое расширение материала, тем меньше термические напряжения в деталях и конструкциях при термоци-

ходит на рабочий

Наиболее важными свойствами — свариваемость. Сварку в производстве конструкций криогенной аппаратуры необходима для тонких листов и труб, менее склонных к деформации, чем массивные.

Совместимость с кислородом определяется взаимной диффузией. Наиболее распространена криогенная техника. В промышленности возможно использование титана, алюминия, никеля. Водород растворяется в металлах и вызывает охрупчивание с ОЦК решеткой, например титана.

Основные группы конструкционных материалов. Основными конструкционными материалами являются углеродистые стали, легированные стали (АМц, АМг, АМг5), сплавы (ВТ1, ВТ5), полимеры (эпоксидные смолы, эластомеры, пластмассы, полиамиды, пористые полимеры, уретан). Среднеуглеродистые стали, а также стареющие стали, особенно чувствительны к хрупкости, когда к ним предъявляются высокие требования к ударной вязкости и твердости.

работы являются уменьшение содержания углерода, создание мелкозернистой структуры (размер зерен 10–20 мкм), понижение содержания вредных примесей и их нейтрализация добавками редкоземельных металлов, а также ванадия, ниобия, титана, легирование никелем и применение термического улучшения (рис. 14.17).

Основное применение получили низкоуглеродистые стали, так как с увеличением содержания углерода повышается порог хладноломкости и ухудшается свариваемость стали.

Стали обыкновенного качества (табл. 14.11) — спокойные, полуспокойные и кипящие — применяют для разнообразных изделий, включая сосуды, работающие под давлением. Минимальная рабочая температура этих сталей без специальной обработки для низко-температурной службы ограничивается

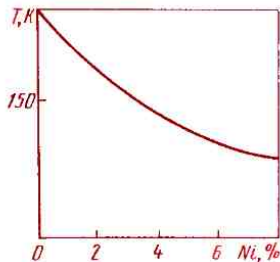


Рис. 14.17. Зависимость порога хладноломкости (t_{50}) никелевых сталей с 0,05% С от содержания никеля

низколегированная
 типа 09Г2С
 никелевая:
 с 6% Ni (0Н6)
 с 9% Ni (0Н9)
 мартенситно-старен-
 щая 03Х9К14Н6М.
 аустенитная:
 хромомарганцевая
 03Х13АГ19
 хромоникелевая
 12Х18Н10Т

Инвар 36Н
 Алюминий и его сп-
 вы: АД1, АМц
 с магнием (АМг1,
 АМг5)
 дюралюминий (Д)
 высокопрочные (т)
 В95)

Сплавы на основе т-
 тана:

ВТ5—1
 ВТ3—1

Медь и ее сплавы:
 М1р, М2р, М3р
 БрАЖН10—4—4
 Л63, ЛЖМц59—1—
 БрБ2

–20°С (см. табл. 14.1).
 лей находится в пре-
 так как у них порог
 10–20°С выше, чем
 койных сталей.

Комплексом мер
 шение металлургич-
 мельчение зерна и
 удаётся снизить до
 ру эксплуатации э

родистых сталей используют среднеуглеродистые улучшаемые и пружинные стали (45, 40X, 65Г, 60С2А). Минимальная рабочая температура для них установлена -50°C .

Стали с никелем имеют лучшую хладостойкость; стали 12ХНЗА и 18Х2Н4МА после термического улучшения применяют до температуры -196°C .

Никелевые стали ОН6 и ОН9 содержат не более 0,05% С, их применяют в улучшенном состоянии (закалка или нормализация от $830-900^{\circ}\text{C}$ и отпуск при 600°C). Стали имеют мелкозернистую структуру, вязки, пластичны, хорошо свариваются. По сравнению с аустенитными сталями они прочнее, лучше проводят теплоту и почти вдвое дешевле. Тепловое расширение никелевых сталей также меньше. Эти стали используют для крупных конструкций, включая танкеры для перевозки сжиженных газов. Посредственная стойкость против атмосферной коррозии — недостаток никелевых сталей.

Аустенитные стали с ГЦК решеткой сохраняют высокую пластичность и вязкость ниже -196°C . Переход аустенита в мартенсит при низких температурах нежелателен: увеличиваются размеры деталей, появляется склонность к хрупкому разрушению. Стабильность аустенита обеспечивают повышением содержания аустенитообразующих элементов (Ni, N, Mn) свыше 15%.

Недостаток аустенитных сталей — низ-

Применение инвара достаточной коррозии и высокой стоимости.

Мартенситно-стабильные (табл. 14.11) используют в холодильных машинах, клапаны и др.), повышенная прочностные свойства.

Хладостойкие миний и его сплавы имеют высокую хладноломкости, остаются пластичными в температурах -253°C и ниже. В состоянии равновесия $\sigma_{\text{в}}$ у них повышается с температурой, $\sigma_{0,2}$ на 15–25%, а удельная прочность понижается. Модуль упругости E уменьшается, а это приводит к увеличению деформации. Никелевые сплавы при низких температурах чувствительны к хрупкому разрушению (-253°C). Из-за большого коэффициента теплового расширения (значительной разницы с алюминием и сталью) алюминия при же- лателен. В конструкциях элементов конструкций должны быть предусмотрены значительные деформации. Для их компенсации используют компенсаторы. Для их изготовления используют отдельные части кранов, мер, горловины котлов и др. Они делают из материалов с высокой теплопроводностью, наплавляют на поверхности аустенитных сталей или сплавов. При низких температурах (-269°C) чаще всего используют инвар и термически нечувствительные сплавы АМН.

требуются термическая обработка соединений. Более прочные, но менее пластичные сплавы ВТЗ-1 и ВТ6 с двухфазной ($\alpha + \beta$)-структурой применяют при температурах до -196°C . Эти сплавы свариваются хуже однофазных сплавов, и для сварных соединений необходим отжиг.

Медь и ее сплавы (латуни, бронзы) пластичны, не имеют порога хладноломкости. Кроме того, вязкость разрушения у них повышается при охлаждении. Их применяют для трубных конструкций, крепежных деталей, сварных корпусов, работающих при температурах до -269°C . Из-за более высокой стоимости по сравнению с алюминием медь и ее сплавы все больше заменяются сплавами алюминия.

Неметаллические хладостойкие материалы. Они имеют более низкую прочность и ударную вязкость по сравнению с металлами.

Неметаллические материалы используют для изготовления тепловой изоляции, а также отдельных деталей и элементов конструкций. Для тепловой изоляции используют вспененные полистирол или полиуретан, отличающиеся особенно низкой теплопроводностью [$\lambda = 0,3 \div 0,05 \text{ Вт/(м}\cdot^\circ\text{C)}$]. Для деталей и элементов конструкций используют пластмассы, наполненные стеклянным волокном (полиамиды, поликарбонаты). Для подвижных уплотнений применяют фторопласт-4 (до -269°C), резины (до -70°C).

Таблица 14.12. Число вакансий, создаваемых при облучении металлов нейтронами. Влияние облучения на механические свойства металлов. Влияние облучения на механические свойства металлов. Влияние облучения на механические свойства металлов.

Влияние облучения на механические свойства металлов. Влияние облучения на механические свойства металлов. Влияние облучения на механические свойства металлов.

При облучении прядей атомов облучаемого металла образуются вакансии и образуются вакансии и образуются вакансии. Число вакансий, создаваемых при облучении металлов нейтронами, зависит от энергии нейтрона и свойств металла (табл. 14.12). Однако, обладающая меньшей проникающей способностью α -частица и протон, создают больше структурных повреждений на единицу длины пути, чем нейтрон. Число вакансий, образующихся при облучении металлов нейтронами, больше, чем при облучении их α -частицами. Влияние облучения на механические свойства металлов зависит от энергии нейтрона и свойств металла.

Степень изменения механических свойств металлов при облучении зависит от энергии нейтрона и свойств металла.

ТАБЛИЦА 14.12. Число вакансий, создаваемых при облучении металлов нейтронами. Влияние облучения на механические свойства металлов. Влияние облучения на механические свойства металлов.

Металл	Нейтрон ($E = 3,2 \times 10^{-13} \text{ Дж}$)
Алюминий	6030
Бериллий	454

что сопровождается локальным повышением температуры в небольшом объеме кристалла. Нагрев вызывает радиационный отжиг. Вакансии и атомы межузлия взаимодействуют — аннигилируют, что уменьшает концентрацию дефектов. Одновременно идет процесс образования скоплений вакансий, которые при очень больших потоках превращаются либо в дислокационные петли, либо в микропоры, что приводит к *разбуханию*.

Кроме того, в некоторых материалах при облучении происходят ядерные реакции с выделением газообразных продуктов. Облучение органических материалов может приводить к разрушению связей в молекулах и образованию новых молекул с иным химическим составом и свойствами.

Облучение при температуре ниже температуры рекристаллизации — низкотемпературное облучение влияет на структурные изменения и механические свойства металлов и сплавов так же, как при холодной пластической деформации: материал упрочняется, но теряет пластичность. Максимальная прочность углеродистых сталей при 20°C достигается при облучении суммарным нейтронным потоком $\Phi = 2 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$. Изменение временного сопротивления σ_b , предела текучести $\sigma_{0,2}$ и пластичности при 20°C аустенитной хромоникелевой стали при увеличении суммарного ней-

* Число нейтронов, которое пошло через сечение, м^{-2} .

тронного потока (рис. 14.18). При суммарном $\Phi = 3 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ статическое упрочнение при увеличении суммарного не меняются.

Облучение при температуре рекристаллизации — низкотемпературное облучение дается радиационно-индуцированной структурой и механическими свойствами. Литные стали при нагреве 250–450°C мале, а при температуре облучения практически не изменяются. Кристаллизация при 600°C. Аустенитные стали при температуре выше 600°C. имеющие низкие температуры рекристаллизации, радиационно-индуцированная структура не меняется, а прочность увеличивается (рис. 14.19).

Упрочнение, полученное при облучении при температуре ниже температуры рекристаллизации. В металле полученное при облучении при $\Phi = 2 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ при 20°C), сохраняется при температуре до 300°C, после чего пластичность восстанавливается. Восстановление пластичности начинается только при температуре выше 300°C. Полностью

при 10^25 н/см² при облучении нейтронами

восстанавливаются лишь в процессе отжига при 1000 °С.

Влияние температуры нагрева при облучении может быть более сложным, если сплав при этом испытывает структурные превращения, например, распад пересыщенных твердых растворов (старение или отпуск), так как облучение активизирует диффузионные процессы. Именно этим объясняется высокотемпературная хрупкость аустенитных хромоникелевых сталей. Пластичность облученной стали восстанавливается при 500–700 °С, а затем при дальнейшем нагреве вновь снижается.

Длительная прочность при облучении всегда снижается, особенно в стареющих сплавах. Это вызвано активизацией диффузионных процессов под действием облучения, которые ответственны за разрушение при повышенных температурах.

Снижение жаропрочности при облучении усиливается с увеличением нейтронного потока, температуры облучения и температуры испытания (рис. 14.20).

При высокотемпературном облучении очень большими потоками нейтронов в некоторых металлах (аустенитные хромоникелевые стали и сплавы, сплавы на основе Ni, Mo, Ti, Zr, V) обнаруживается разбухание.

Бериллий, облученный при температуре 800–900 °С нейтронным потоком $\phi =$

Рис. 14.20. Изменение относительной прочностной характеристики при облучении никелевой стали 12Х18Н10Т при температуре испытания $t_{исп} = 1000$ °С: 1 – без облучения ($t_{обл} = 10^25$ н/см²); 2 – при облучении ($t_{исп} = 600$ °С); 3 – при облучении ($t_{исп} = 880$ °С)

$= 10^{24}$ н/см², увеличение относительной прочностной характеристики при температуре 400 °С $= 10^{27}$ н/см², увеличение относительной прочностной характеристики (рис. 14.21). Наибольшее разбухание обнаружено при температурах этих сталей.

Разбухание вызывает изменение формы и размеров детали, ухудшение механических свойств, усиливается скопление дефектов при облучении металлов.

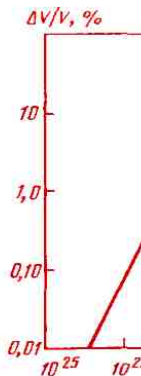


Рис. 14.21. Влияние температуры облучения на относительное увеличение объема нержавеющей стали 12Х18Н10Т

мистые стали, растворимость водорода в которых мала, менее склонны к разбуханию.

Влияние облучения на коррозионную стойкость. Для многих конструкционных материалов, работающих в условиях облучения, коррозионной средой является вода, влажный или перегретый пар. В таких средах электрохимический процесс коррозии может сопровождаться химической коррозией.

При облучении стойкость металлов в условиях химической коррозии снижается из-за разрушения поверхностных защитных пленок. Облучение, вызывая структурные повреждения материалов, снижает электрохимический потенциал и ускоряет процесс коррозионного разрушения. В пассивирующихся металлах облучение разрушает поверхностные защитные пленки.

При облучении происходит изменение состава электролита вследствие радиолиза: молекулы воды разрушаются и образуются ионы и атомы кислорода, водорода и группы ОН. Кислород окисляет металл, водород наводороживает его и, тем самым, охрупчивает. Оба процесса — окисление и наводороживание — усиливают электрохимическое разрушение металла.

Скорость коррозии алюминия и его сплавов в воде при облучении тепловыми нейтронами, скорость потока ко-

из-за разрушения пленок.

Облучение аустенитных сталей усиливает коррозионную стойкость. Во влажном паре облучения происходит развитие местной коррозии кристаллической, тогда как в коррозионному растрескиванию.

В конструкциях, работающих в агрессивной среде, к облучению (оболочки реактора, корпуса и трубопроводы) используют материалы корпуса синхротронных ускорителей конструкционных материалов, обеспечивающих прочностью и коррозионной стойкостью. Используют высокопрочные сплавы перлитного, аустенитного и ферритного типа. Широко используют сплавы на основе Zr, Вe, Ti, Nb, Mo, Ni в конструкциях объясняемых высокой жаропрочностью и высокой стойкостью, а также в комплексе теплообменников в частности способных выдерживать нейтроны.

Необходимая прочность конструкционных материалов может быть обеспечена при определенном химическом составе и оптимальными условиями эксплуатации (температура, давление, радиация облучающих чистотой потока облучения и коррозионной среды).

материал атомов (или ионов, молекул) микроскопических магнитных моментов. Для единичного атома без внешнего магнитного поля магнитный момент суммируется из векторов орбитальных и собственных (спиновых) моментов электронов, принадлежащих данному атому. Магнитным моментом ядра пренебрегают, так как он значительно меньше магнитных моментов электронов.

Макроскопической характеристикой намагничивания материалов служит величина намагниченности M , равная суммарному магнитному моменту атомов единицы объема.

Установлена связь намагниченности M с напряженностью H внешнего магнитного поля:

$$M = k_m H, \quad (15.1)$$

где k_m – безразмерный коэффициент пропорциональности называют магнитной восприимчивостью материала.

В зависимости от знака и величины магнитной восприимчивости все материалы подразделяют на диамагнетики, парамагнетики и ферромагнетики.

Диамагнетики – материалы, которые намагничиваются противоположно приложенному полю и ослабляют его, т. е. имеют $k_m < 0$ (от -10^{-4} до -10^{-7}). Отрицательная магнитная восприимчивость связана с действием магнитного поля на орбитальный магнитный момент электрона. Согласно правилу Ленца, в атоме возникает добавочный магнитный момент, направленный против поля (диамагнитный эффект).

Диамагнетизм присущ всем веществам, но выражен слабо. Он проявляется только тогда, когда спиновые моменты всех электронов в атоме взаимно скомпенсированы или диамагнитный эффект преобладает над нескомпенсированным спиновым моментом. К диа-

магнетизму относятся материалы, намагниченность которых обусловлена наличием нескомпенсированных спиновых моментов атомов. Атомы парамагнетиков разориентированы из-за хаотического теплового движения. Под воздействием внешнего магнитного поля моменты атома получают определенную ориентировку (длина векторов и у кристалла появляются магнитные полюсности). К парамагнетикам относятся кристаллы, атомы которых имеют неспаренные валентных электронов. К парамагнетикам относятся также переходные металлы с неспаренными электронами в атомах.

Ферромагнетики – материалы, обладающие наибольшим значением магнитной восприимчивости.

¹ Исключение составляют материалы, в которых диамагнитный эффект обусловлен наличием нескомпенсированных спиновых моментов атомов, но при этом диамагнитный эффект валентных электронов преобладает над парамагнитным.



Рис. 15.1. Схема ориентации магнитных моментов атомов раз-

($k_m \gg 1$), а также ее нелинейной зависимостью от напряженности поля и температуры. Железо, никель, кобальт и редкоземельный металл гадолиний имеют чрезвычайно большое значение $k_m \sim 10^6$. Их способность сильно намагничиваться широко используется в технике.

Ферромагнетизм — результат обменного взаимодействия электронов недостроенных оболочек соседних атомов, перекрывающихся при образовании кристаллов. При этом электрон атома может временно находиться вблизи ядра соседнего атома. Такое взаимодействие приводит к изменению энергетического состояния, и его оценивают обменной энергией. При положительном значении этой энергии более выгодным у атомов кристалла становится параллельная ориентация спиновых магнитных моментов; при отрицательном — антипараллельная (рис. 15.2). Величина и знак обменной энергии зависят от параметра кристаллической решетки (a), отнесенной к диаметру незаполненной электронной подоболочки (d). Согласно квантовой теории все основные свойства ферромагнетиков обусловлены доменной структурой их кристаллов.

Домен — это область кристалла размером $10^{-4} - 10^{-6}$ м (рис. 15.3), где магнитные моменты атомов ориентированы параллельно

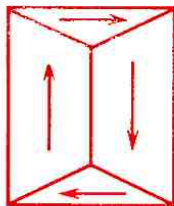


Рис. 15.3. Энергетически выгодная четырехдоменная структура с замкнутым магнитным полем

определенному кристаллографическому направлению. При отклонении магнитного поля каж- (самопроизвольно) направления, но магнитные моменты атомов направлены параллельно кристаллографическому направлению. Между доменами имеются области (доменные стенки) с ориентацией спиновых магнитных моментов постепенно изменяющейся (рис. 15.4).

В антиферромагнетиках магнитные моменты атомов ориентированы антипараллельно, и результирующий магнитный момент равен нулю (см. рис. 15.1). В ферромагнетиках магнитные моменты не скомпенсированы, результирующий магнитный момент не равен нулю. Такой материал называется ферромагнетиком.

Намагниченность ферромагнетика анизотропна. Магнитность железа в направлении кристаллографической оси $[100]$ намагничивается до наибольшей намагниченности при относительно меньшей напряженности магнитного поля по сравнению с H'_S при направлении диагональной оси $[111]$. Следовательно, в

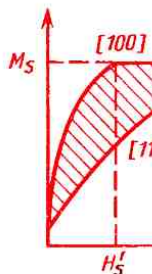


Рис. 15.5. Кривые намагниченности ферромагнетика железа

ничивания, развернутые друг относительно друга на 90 или 180°, по которым и ориентируются векторы намагниченности доменов (см. рис. 15.3).

Удельная энергия (Дж/м³), которую необходимо затратить на перемагничивание из направления легкого намагничивания в направление трудного намагничивания (заштрихованная зона на рис. 15.5), называется константой кристаллографической магнитной анизотропии — K . Например, для железа при 20 °С $K = 4,2 \cdot 10^4$ Дж/м³. В поликристаллических материалах эффекты анизотропии усредняются, поэтому магнитная анизотропия не обнаруживается. Однако прокаткой можно создать кристаллографическую анизотропию, которая облегчит намагничивание.

Магнитная индукция — плотность магнитного потока определяется как сумма внешнего H и внутреннего M магнитных полей:

$$B = \mu_0 (H + M), \quad (15.2)$$

где магнитная постоянная $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м.

Интенсивность роста индукции при увеличении напряженности намагничивающего поля характеризует магнитная проницаемость μ . Она определяется как тангенс угла наклона к первичной кривой намагничивания $B = f(H)$ (рис. 15.6).

При этом различают начальную магнитную проницаемость μ_n при $H \approx 0$ и максимальную μ_{max} .

Кроме абсолютной магнитной проницаемости μ_1 , имеющей размерность Гн/м, используют безразмерную относительную магнитную проницаемость $\mu' = \mu/\mu_0$, которая связана с магнитной восприимчивостью соотношением

$$\mu' = 1 + k_m. \quad (15.3)$$

Процессы намагничивания полностью необратимы. Если магнитное поле, доведенное

ромагнетика, так как основные его константы и области применения.

При намагничивании структура поликристаллического материала (рис. 15.7). При слабом магнитном поле происходит смещение границ доменов. При дальнейшем увеличении поля происходит увеличение доли доменов, ориентированных в направлении действия поля H . Эти домены находятся в наиболее выгодном положении и при дальнейшем увеличении напряженности поля продолжают существовать. При дальнейшем увеличении поля происходит перемещение границ доменов (рис. 15.4). В процессе намагничивания (участок OA) процесс намагничивания приобретает необратимый характер. При дальнейшем увеличении поля происходит смещение границ доменов (рис. 15.4). В процессе намагничивания (участок AB) процесс намагничивания приобретает необратимый характер. При дальнейшем увеличении поля происходит смещение границ доменов (рис. 15.4).

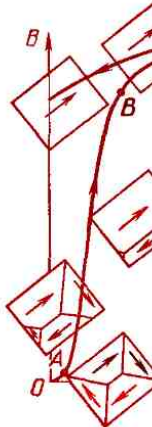


Рис. 15.7. Изменение магнитной структуры при намагничивании ферромагнетика

параллельную ориентацию, что ведет к уменьшению намагниченности и индукции. По мере повышения температуры дезориентация увеличивается, и при температуре точки Кюри θ намагниченность вообще исчезает.

Процесс вращения векторов намагниченности кристаллов полностью обратим. Энергия, затрачиваемая на вращение вектора намагниченности, определяется константой анизотропии K . Процесс намагничивания на этой стадии происходит тем легче, чем меньше константа магнитной анизотропии.

Намагничивание в полях напряженностью меньше H_s называют *техническим намагничиванием*, а в полях с большей напряженностью — истинным намагничиванием, или *парапроцессом*. В последнем случае оставшиеся непараллельные магнитные моменты атомов ориентируются параллельно направлению поля.

На процесс намагничивания кроме магнитной анизотропии существенно влияют и магнитострикционные явления, которые могут как облегчать, так и тормозить намагничивание. При техническом намагничивании размер домена l в направлении магнитного поля изменяется на величину $\lambda = \pm \Delta l/l$, называемую *коэффициентом линейной магнитострикции*. Величина и знак этого коэффициента зависят от природы ферромагнетика, кристаллографического направления и степени намагниченности.

При намагничивании в полях $H > H_s$ увеличивается и объем кристалла. Относительное изменение объема называют *коэффициентом объемной магнитострикции парапроцесса* λ_s . Он обычно мал, но у некоторых сплавов, называемых инварами, достигает значительных величин (см. гл. 16). Явление

количество кристаллов должно быть минимальным. Кристаллы должны иметь большую протяженность в направлении, перпендикулярном к направлению магнитного поля. Кристаллы должны быть крупнокристаллическими.

Если размер кристалла приближается к размеру зерна, то процесс намагничивания и размагничивания связан не только процессом намагничивания, что сопровождается большими изменениями намагниченности и индукции B . Петля намагничивания имеет прямоугольную форму.

Для намагничивания кристаллов и остаточные намагниченности которых в конце процесса применения тока — отжиг. Особенно это важно для ферромагнетиков, обладающих собственными мелкодисперсными доменами. В таких случаях смещение доменов и ориентацию векторов намагниченности.

Намагничивание ферромагнетиков легче, чем меньше H_s . Влияние можно путем изменения состава ферромагнетика. Влияют сплавы из комбинации твердые растворы, обладающие положительную, а не отрицательную константу магнитной анизотропии. Для некоторых составов H_s и λ_s зависят от температуры, у сплавов системы

15.2. Магнитно-мягкие материалы

Магнитно-мягкие материалы намагничиваются в слабых полях ($H \leq 5 \cdot 10^4$ А/м) и обладают высокой магнитной проницаемостью.

вением токов Фуко и определяемых формулой

$$P = AB_m^2 f^2 d^2 / \rho. \quad (15.4)$$

При заданной напряженности магнитного поля H тепловые потери растут пропорционально квадратам амплитуды магнитной индукции B_m , частоты магнитного поля f , толщины сердечника d и обратно пропорционально удельному электрическому сопротивлению ρ .

В переменных полях появляется еще один вид потерь, как результат сдвига по фазе индукции B и напряженности поля H . В таком поле магнитная проницаемость выражается комплексным числом

$$\mu = \mu_1 + i\mu_2. \quad (15.5)$$

кой магнитной проницаемостью μ_n и максимальной μ_m .

Материалы с высокой магнитной проницаемостью. К ним относятся ферромагнитные материалы (железо, легированное кремнием, электротехнические стали), ферриты (с большой магнитной проницаемостью), ферросплавы (Тл), малой коэрцитивной силой (H_c в А/м), достаточно высокой магнитной проницаемостью (μ_m), высокой температурной стабильностью. В электротехнике для сердечников трансформаторов используются материалы с напряженностью H_c в А/м, магнитной проницаемостью μ_m и температурной стабильностью.

Магнитные свойства ферромагнитных материалов даны в табл. 15.1. Влияние содержания примесей на свойства ферромагнитных материалов: чистое железо, легированное 0,02–0,04% С и 0,005–0,01% Mn, в количестве 0,6%

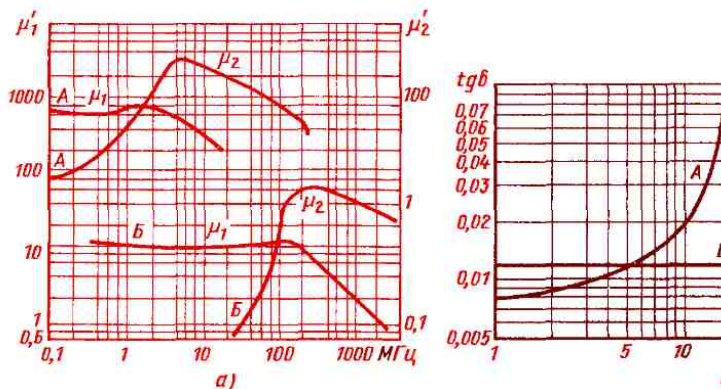


Рис. 15.8. Влияние частоты магнитного поля на μ_1 и μ_2 (а) и $\text{tg } \delta$ (б) магнитомягких материалов А и Б

статочно хорошими магнитными свойствами: $H_c = 64$ А/м и $\mu_{\max} = 9$ мГн/м. В процессе изготовления проката в железе возникают внутренние напряжения, а в решетке — большое количество дислокаций. Это ухудшает магнитные свойства. Отжиг в вакууме или водороде устраняет дефекты и напряжения. В табл. 15.1 приведены свойства отожженного технически чистого железа.

Существенное улучшение магнитных свойств можно получить после очистки железа от углерода и примесей электролизом. Такое железо, особенно переплавленное в вакууме, имеет более высокую магнитную проницаемость, которая почти на порядок выше, чем в технически чистом железе. В той же степени снижается H_c .

Наиболее чистое от углерода и примесей карбонильное железо получают термическим разложением в вакууме $Fe(CO)_5$ — карбонила, с последующим спеканием порошка железа.

Карбонильное и электролитическое железо из-за сложной технологии используют только в изделиях небольших размеров.

Нелегированные электротехнические стали изготавливают теми же металлургическими способами, что и технически чистое железо; содержание углерода и примесей допускается в тех же количествах. Электротехнические стали поставляют с гарантированными магнитны-

Нелегированную в электротехнической. Однако низкое удельное сопротивление ($\rho \leq 0,01$ Ом·мм²/м) снижает тепловые потери при вращении, а это ограничивает применение устройств в магнитном поле.

Электрическое сопротивление можно повысить легированием, который не применяется в железе, кристалликовированный твердый раствор кремния повышает сопротивление на 0,48 Тл. Кремний способствует росту магнитного поля самым несколько.

Снижение обобщенного коэффициента индуктивности кремния является главным фактором удельного электрического

ТАБЛИЦА 15.2. Магнитные свойства негир... (ГОСТ...)

Сталь	H_c А/м	
10895 20895	95	
10864 20864	64	
10848 20848	48	

электротехнической стали приведены в табл. 15.3.

Первая цифра в марке определяет вид проката и структуру: горячекатаная изотропная (1), холоднокатаная изотропная (2), холоднокатаная анизотропная с кристаллографической текстурой направления [100] (3). Вторая цифра в марке указывает содержание Si (в %): 0—содержание < 0,4%; 1—(0,4–0,8%); 2—(св. 0,8–1,8%); 3—(св. 1,8–2,8%); 4—(св. 2,8–3,8%); 5—(св. 3,8–4,8%). Третья цифра определяет потери на гистерезис.

ТАБЛИЦА 15.3. Магнитные свойства легированной электротехнической тонколистовой стали (ГОСТ 21427–75)

Сталь	Толщина листа, мм	$P_{1,5/50}$, Вт/кг	B (Тл) при H (кА/м), не менее	
			2,5	30
Горячекатаная изотропная				
1311	0,50	6,1	1,48	1,95
1411	0,50	4,4	1,46	1,94
1511	0,50	3,5	1,46	1,90
Холоднокатаная изотропная				
2011	0,65	9,0	1,60	2,02
2111	0,65	10,0	1,58	2,0
2211	0,65	7,0	1,56	1,96
2311	0,65	5,8	1,52	1,96
2411	0,50	3,6	1,49	1,96
Холоднокатаная анизотропная				
3411	0,50	2,45	1,75	—
3416	0,28	0,89	1,9	—

потери соответств

Влияние содер удельные потери м ставлением свойст 2211, 2311, 2411. З личеством содержа щается от 10 до 3, щины листа на вел видно из сравнени и 3416. С уменьше уменьшаются удел

Значение индукт рассмотренных парам сильно, чем величин нием содержания м 2411) значение B пр няется в пределах $H = 30$ кА/м в пред

После технологи обходимых для и магнитопровода и др.), магнитные с шаются, т. е. увели чная сила, а следов гистерезис. Для нитных свойств пр температуре ниже превращения (880– дохраняющей от с живания. Если отж то это очищает ст месей, и магнитны ся.

При использов анизотропной стал маторах при сов

полях ($H \geq 10^2$ А/м).

Наибольшее значение B_s для ферромагнетиков имеют высоколегированные кобальтовые сплавы Fe-Co-V. Например, сплав 50КФ2, содержащий 50% Co и 2% V, обладает индукцией насыщения $B_s = 2,3$ Тл в магнитном поле напряженностью $H_s = 8$ кА/м. Железо в таком поле имеет $B = 1,5$ Тл. Дефицитность кобальта ограничивает применение таких сплавов.

Более высокими значениями индукции насыщения (≤ 3 Тл) обладают ферромагнетики, имеющие высокое значение атомного магнитного момента (редкоземельные металлы).

Материалы с высокой магнитной проницаемостью. Для достижения больших значений индукций в очень слабых магнитных полях ($H \leq 10^2$ А/м) применяют сплавы, отличающиеся большой начальной проницаемостью. Это сплавы Fe-Ni (пермаллой) и Fe-Al-Si (альсифер).

Сплавы пермаллой с содержанием 45–83% Ni характеризуются большой магнитной проницаемостью $\mu_n \leq 88$ мГн/м; $\mu_{\max} \leq 310$ мГн/м, что обеспечивает их намагничивание в слабых полях (рис. 15.9). Повышенное удельное электрическое сопротивление по сравнению с чистыми металлами Fe и Ni позволяет использовать их в радиотехнике и телефонии при частотах до 25 кГц. Малая $H_c < 16$ А/м уменьшает потери на гистерезис при перемагничивании. По значению индукции насыщения сплавы с по-

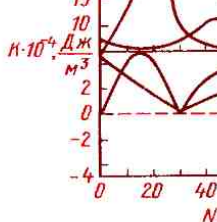


Рис. 15.9. Влияние характеристики желе-

вышенным содержанием железа и стали состава B_s изменяется. Тл. Большим достоинством является их высокая прочность, что облегчает технологическое производство тонких волокон, используемых в сердечниках.

Магнитные свойства изменяются под воздействием напряжений. При сжатиях всего 5 МПа проницаемость уменьшается, растягивающая сила возрастает. Сплавы необходимо подвергать термической обработке и в процессе сборки избегать ударов, сильных вибраций и ливания обмоткой.

Магнитные свойства сплавов зависят от содержания Ni. Нейтронно-гравиметрически доказано, что у сплава с 75% Ni, при мед-

ке при этой температуре 3–6 ч в зависимости от размера и массы; медленном охлаждении до 600 °С (100 °С/ч) и дальнейшем быстром охлаждении (400 °С/ч), при котором не происходит упорядочения твердого раствора.

Все пермаллоидные сплавы по составу можно разделить на две группы: низконикелевые с содержанием 45–50% Ni, имеющие высокую магнитную проницаемость ($\mu_n \leq 4$ мГн/м) при относительно высокой индукции насыщения (1,5 Тл), и высоконикелевые с содержанием 79–83% Ni с чрезвычайно высокой магнитной проницаемостью ($\mu_n \leq 35$ мГн/м), но меньшей индукцией насыщения 0,75 Тл.

Для улучшения электромагнитных и технологических свойств эти сплавы часто дополнительно легируют. Так, молибден и хром уменьшают чувствительность к остаточным напряжениям, одновременно повышая удельное электрическое сопротивление и магнитную проницаемость. Медь стабилизирует свойства, улучшает механическую обрабатываемость, повышает удельное электрическое сопротивление. Кремний и марганец увеличивают удельное электрическое сопротивление. Все легирующие элементы увеличивают магнитную проницаемость μ_n и μ_{\max} .

Сплавы подразделяют по уровню основных свойств на девять групп.

Магнитные свойства некоторых пермаллоев трех характерных групп приведены в табл. 15.4. В каждой группе их

50НХС	3,1	31
* Для сплава 79НМ свойства для I–III классов		

подразделяют на классы, как это видно из рис. 15.3. При нагреве растет магнитная проницаемость μ_n и падает H_c . Значение

В группу сплавов с высокой проницаемостью в слабых полях входят высоконикелевые пермаллоиды 79НМ и 79НМ1 (рис. 15.4). Обозначение классов в них аналогично пермаллоидным сталям. Значения магнитных свойств составляют $\mu_{\max} = 150 \div 310$ мГн/м, $H_c = 0,64 \div 2,4$ А/м. с электротехническими требованиями занижены значения H_c и $H_c = 0,64 \div 2,4$ А/м. используют для работы в слабых полях до частот 20 кГц. При частоте в интервале 20–25 кГц для снижения потерь уменьшают толщину листов. При этом, так же как и в пермаллоидных сталях, растет магнитная проницаемость μ_n и падает H_c , что ведет к росту потерь. При увеличении частоты (рис. 15.10)

В группу сплавов с высокой проницаемостью в слабых полях и высокой индукцией B_s входят никель-железные легированные пермаллоиды. Значение $\mu_{\max} \leq 38$ мГн/м,

Рис. 15.10. Влияние толщины проката на магнитные свойства пермаллоя 79НМ

Значение ρ несколько ниже, чем у легированных высоконикелевых сплавов, а H_c — наоборот, выше. В связи с пониженным электрическим сопротивлением их используют при более низких частотах, нежели легированные высоконикелевые пермаллои.

Представителем группы сплавов с высокой магнитной проницаемостью и повышенным удельным электрическим сопротивлением является пермаллой 50НХС. Легирование хромом и кремнием увеличивает ρ сплава почти вдвое. Это позволяет использовать его в тех же изделиях, что и нелегированные пермаллои, но при несколько более высоких частотах.

Особую группу составляют пермаллои с прямоугольной петлей гистерезиса (табл. 15.5), которые широко исполь-

ТАБЛИЦА 15.5. Магнитные свойства сплавов с прямоугольной петлей гистерезиса (холоднокатаная лента)

Сплав	Толщина ленты, мм	μ_{max} , МГн/м	H_c , А/м	B_{50} , Тл	Коэффициент прямоугольности при $H = 800$ А/м
50НП	0,10	50	18	1,5	0,85
65НП	0,10	250	2,8	1,3	0,90
79НМП	0,003	—	9,6	0,61	0,90

ской или магнитной текстура достигает одной пластической прокатке с большими (см. гл. 4), ма путем охлаждения м ке в магнитном по (обработка). Вектор при такой закалке о поля. При последующем в том же направлении векторов отсутстует

Кристаллографично создать в любом собственном пластическом Магнитная текстура у некоторых сплавов металлов (Fe, Ni, ...) дается. Несмотря на тические достижения в момагнитной обработке го явления недостат

Преимущество магнитной обработки состоит в том, что прямоугольную петлю получить у ленты в любом направлении в направлении прокатки

У сплава 50НП при ли достигается при 65НП и 79НМП в магнитном поле (р ки, изготовленные лент толщиной 3 мм при частотах 700 кГц мкм — до 1 МГц. Таким образом изготавливают

Рис. 15.11. Петля гистерезиса сплава 65НП до (1) и после (2) обработки в магнитном поле

Коэффициент прямоугольности этого сплава при таких толщинах составляет $\sim 0,9$. Из-за дороговизны тонких ленточных сердечников и невозможности прокаткой получить ленты толщиной менее 0,5 мкм разработаны методы получения тончайших пленок ($10^{-5} - 10^{-6}$ см) путем напыления таких сплавов в вакууме на подложку немагнитного металла.

Альсиферы — сплавы системы Fe-Al-Si не содержат дорогих или дефицитных легирующих элементов. Сплав оптимального состава 9,6% Si и 5,4% Al имеет следующие свойства: $\mu_n = 44$ мГн/м; $\mu_{\max} = 146$ мГн/м; $H_c = 1,76$ А/м; $\mu_0 M_s = 1,1$ Тл; $\rho = 0,81$ мкОм·м. Сплав имеет нулевые значения K и λ_s и низкие потери на гистерезис. Практическому применению таких сплавов препятствуют высокие твердость и хрупкость, что делает их абсолютно недеформируемыми. Альсиферы обладают хорошими литейными свойствами, поэтому их применяют для изготовления фасонных тонкостенных отливок. Эти сплавы используют также для получения тонких порошков при изготовлении магнитодиэлектриков.

Высокочастотные магнитно-мягкие материалы. При высоких частотах растут тепловые потери и тангенс угла потерь $\text{tg} \delta$, что сопровождается ухудшением

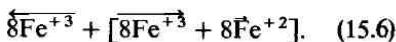
нось использования таких радиочастот и с

По своим магнитным свойствам сплавы с меньшими частотами намагничиваются магнитным металлом, чем на их основе. Их относительная магнитная проницаемость μ' не так высока, как в широком интервале частот. На нескольких тысячах долей Гц при малой индукции намагничивания относительно большая сила $H_c \leq 180$ А/м, и поэтому точки Кюри вызывают их рабочую температуру, которая превышает температурные пределы свойств.

К недостаткам ферритов относятся большую чувствительность к механическим напряжениям, чувствительность к механическому и магнитострикционному деформированию. Они обладают свойствами керамики: при спекании дают большие усадки, поэтому обтачивать их можно только специальным инструментом. Свойства ферритов зависят от различных температурных режимов (размер и количество оксидов, удельная индукция при прессовании, температура спекания и режим охлаждения и т.д.). Для получения ферритов с заданными свойствами используют повторяющиеся циклы спекания.

Ферриты спекают при температурах типа $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ (содержание электрически отрицательных ионов железа Fe^{2+} в окисленном состоянии двухвалентными ио

двойном оксиде $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ в октаэдрических порах решетки располагаются катионы трех- и двухвалентного железа. Между катионами, находящимися в разных порах, образуется антипараллельная ориентация магнитных моментов. Ферромагнетизм появляется тогда, когда сумма магнитных моментов ионов, расположенных в различных порах, неодинакова. Установлено, что у большинства шпинельных ферритов в октаэдрических порах расположено восемь ионов трехвалентного железа, а в тетраэдрических порах — остальные восемь ионов трехвалентного железа и восемь ионов двухвалентного металла:



В результате магнитные моменты трехвалентных катионов железа, находящихся в разных порах, компенсируют друг друга и, если двухвалентный катион металла обладает собственным магнитным моментом, то возникает нескомпенсированный магнитный момент.

Магнитные свойства ферритов определяются их химическим составом (рис. 15.12). Немагнитный цинковый феррит, добавленный в никелевый феррит, понижает θ и H_c и резко увеличивает μ'_n при определенном химическом составе, поэтому дозировка цинкового феррита должна быть очень точной.

Магнитные свойства ферритов зависят от условий эксплуатации и, в первую очередь, от частоты перемагничивания. Предельно допустимая для мате-

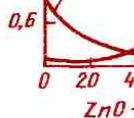


Рис. 15.12. Влияние феррита в никелевом свойства последнего

риала частота внедряется частотой, превышает 0,1, а для 0,02 (см. рис. 15.8, 6)

Допустимую частоту определяет температура, которая для никель совпадает с точкой цинковых на 20°C θ значение μ'_n резко в особенности для значением этой вел

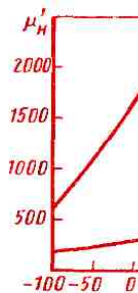


Рис. 15.13. Влияние температуры на магнитную проницаемость ферритов

2	300НН 60НН	300 60	10^8	5	55
3	100ВЧ 30ВЧ2	100 30	10^{10} 10^{11}	35	200

Ферриты для устройств, применяемых на радиочастотах. К ним относятся Mn-Zn и Ni-Zn ферриты (табл. 15.6).

На первом месте в марке стоит число, соответствующее μ'_n (относительная проницаемость). На втором — буквы, определяющие частотный диапазон: Н — низкочастотные, ВЧ — высокочастотные. На третьем — буква, обозначающая легирующий элемент: Н — никель-цинковый, М — марганцево-цинковый феррит. Для высокочастотных ферритов легирующий элемент не указывается, например, 30ВЧ2 — $\mu'_n = 30$, высокочастотный, разновидность вторая.

Ферриты Mn-Zn обладают высокой магнитной проницаемостью, но имеют относительно небольшое удельное электрическое сопротивление (10^3 до 10^5 Ом·м), что ограничивает их использование при высоких частотах (< 3 МГц). Их подразделяют на две группы: ферриты первой группы 4000НМ, 1000НМ не содержат специальных добавок и используются в диапазоне частот до 1 МГц, когда не предъявляются повышенные требования к температурной стабильности начальной магнитной проницаемости; ферриты второй группы 1000НМ3 содержат присадки ок-

400НН не содержат док и примесей в слабых и средних до 2 МГц. Ферриты держат 50% Fe_2O_3 чества (1–8%) других ферриты (300НН, для работы на частоте Ферриты третьей группы избыток Fe_2O_3 (54–55%) и кобальта и других вводимых для улучшения ферриты имеют меньшие токи и при использовании в слабых частотах до 200 МГц (при высокой температуре обладают малым температурным коэффициентом магнитной проницаемости в широком интервале температур).

Ферриты для устройств на высоких частотах (МГц).

Ферриты изготавливают из различных оксидов. Разнообразных компонентов ограниченные возможности материалов с магнитными свойствами. Одновалентного лигандом структурной шпинельной решетки часть ионов кобальта, со (BaCo)O· Fe_2O_3 .

Дополнительно вводят те или иные ка-

ляет резонансное поглощение, возникающее в тех случаях, когда на феррит, перематничиваемый высокочастотным полем, наложено перпендикулярное постоянное магнитное поле H_0 . Это поле вызывает прецессию орбитального момента электрона, частота которой ω_e изменяется пропорционально H_0 . При определенной H_0 значение ω_e совпадает с частотой высокочастотного поля, и наступает ферромагнитный резонанс, проявляющийся в уменьшении μ_1 и росте μ_2 в некотором интервале поля ΔH_0 (рис. 15.14), что увеличивает $\text{tg } \delta$.

Ширина интервала ΔH_0 — основная характеристика СВЧ ферритов. Ее значение будет тем меньше, чем больше плотность и меньше кристаллографическая

можно получить, в виде оксиды с конст. противоположного для увеличения плот. вают не спеканием, рошков в монокристаллическая резонансная кр. получается, если по поле приложено в н. го намагничивания.

Свойства ферритов даны в табл. 15.7.

В марке ферритов д. сте ставится цифра, у. длины волны в сантимет. пользуется данный ЗСЧ4 — феррит для ра. волны 3 см, разновид.

Ферриты для СВЧ том типа устройств зона, уровня мощно. условий.

Ферриты со стру. готовят спекани. и магния. Их состав. муле $\text{MeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$. З. ких ферритов (по. в табл. 15.7) оцени. 3000 МГц. Ферриты. более высоких част. легируют трехвале. хромом или алюм. ваются формулам $\text{MgO} \cdot (\text{FeAl})_2\text{O}_3$ и. и значение ΔH_0 для. частотах 9200 МГц.

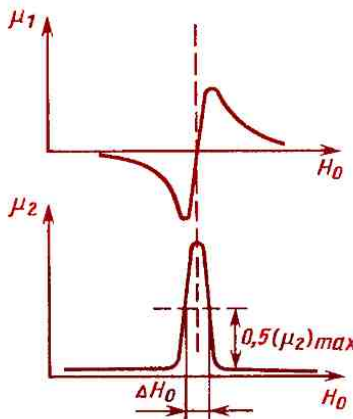


Рис. 15.14. Изменение μ_1 и μ_2 феррита-граната в условиях магнитного резонанса

кристаллические ферриты, которые получают методом сплавления порошков оксидов и последующей кристаллизации их на затравке монокристаллов (см. гл. 2). Этот же метод используют для изготовления рубиновых монокристаллов для квантовых генераторов (лазеров). Монокристалл иттриевого граната 08КГ при частоте 9200 МГц имеет $\Delta H_0 = 0,6$ кА/м, что значительно ниже значений, указанных в табл. 15.7 для поликристаллических ферритов.

Ортоферриты, так же как и ферриты-гранаты, изготавливают из оксидов железа, легированных РЗМ. Состав их соответствует формуле $R \cdot FeO_3$, где R – иттрий, гадолиний, самарий и т. д. Они имеют орторомбическую кристаллическую решетку ($a \neq b \neq c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$), в которой ионы Fe^{+3} расположены в узлах решетки, O^{2-} – на гранях, а R^{3+} – в центре. Монокристаллы ортоферритов получают методом бестигельной зонной плавки (см. п. 17.2).

В монокристаллической пластинке толщиной менее 30 мкм из ортоферритов и ферритов-гранатов РЗМ обнаружена специфическая доменная структура – *цилиндрические магнитные домены ЦМД*.

В плоскости тонкой пластины, которая перпендикулярна намагничивающему полю и векторам легкого намагничивания, возникает лабиринтовая структура доменов (рис. 15.15). Темные и светлые домены намагничены антипараллельно. С ростом внешнего поля

H меняется доменная структура. На определенном значении внешнего поля темные домены прирастают к цилиндрам (или пузырям), которые используют в запорных устройствах. В таких устройствах оценивают подвижность доменной структуры, которая повышает скорость передачи информации, и определяют ее зависимость от определяющим параметром является плотность доменов на пластинах. Подвижность доменов ортоферритов, а плотность доменов ферритов-гранатов.

Ферриты с прямой решеткой (ППГ), используют в вычислительной технике (марке буквы ВТ). Их характеризуют значением коэрцитивного поля H_c в А/м.

Наибольшее применение находят ферриты из оксидов магния и цинка. Их характеризуют следующие параметры: удельная магнитная индукция у ферритов $MgO \cdot 3MnO \cdot 3Fe_2O_3$ и ферритов, содержащих легированные трех оксидов магния, кальция, лития (табл. 15.8).

При охлаждении ферритов происходит намагничивание в результате магнитных явлений при температуре T_c . Векторы легкого намагничивания ориентируются параллельно оси кристалла феррита. Прямоугольная доменная структура зиса получается при намагничивании в направлении намагничивания. В таком случае при

В зависимости от особенностей устройств применяют различные по свойствам ферриты с прямоугольной петлей гистерезиса: с низкой коэрцитивной силой (10ВТ, 30ВТ, 56ВТ) и с высокой коэрцитивной силой (100ВТ, 140ВТ, 180ВТ).

Материалы со специальными магнитными свойствами. Сплавы с большим коэффициентом магнитострикции. Эти сплавы применяют для сердечников преобразователей магнитных колебаний в ультразвуковые, для изготовления звукозаписывающих головок, в установках для обработки твердых материалов и др. Кроме большого коэффициента магнитострикции эти сплавы должны обладать малой коэрцитивной силой и высоким удельным электрическим сопротивлением.

Наибольшей магнитострикцией обладает никель $\lambda_s = -37 \cdot 10^{-6}$. Благодаря высокой пластичности он применяется в виде тонких листов (толщиной 0,1 мм и менее); характеризуется малым электрическим сопротивлением (0,08 мкОм·м), а следовательно, применим для низких частот.

Высокой магнитострикцией обладает сплав железа с 13% Al ($\lambda_s = 45 \cdot 10^{-6}$). Он имеет значительно более высокое электрическое сопротивление (0,96 мкОм·м), и поэтому при тех же потерях пластины его могут быть в 2–3 раза толще, чем пластины никеля. Более высокими коэффициентами маг-

нитострикции обладают сплавы магнито-железа, в которых магнитная индукция очень резко изменяется в точке Кюри, поэтому материалы имеют температурный интервал рабочих температур. Этим условиям удовлетворяет сплав железа с никелем, который перестает быть ферромагнитным при 100 °С. Введение алюминия дополнительно сдвигает точку Кюри.

15.3. Магнито-твердые материалы

Основные требования к магнито-твердым материалам. Магнито-твердые материалы исполняют постоянных магнитов. Они характеризуются высокой индукцией $B_r > 1000$ кА/м, имеют высокую коэрцитивную силу $H_c \leq 560$ кА/м.

Важной характеристикой магнито-твердых материалов является удельная магнитная энергия ω_{max} , которая в любых условиях не должна стигать значений 700 кДж/м³. При этом магнитная мощность P_m изменяется от 1 до 10 Вт/м³. Зависимость P_m от B_r показано на рис. 15.16. При производстве магнитов кривой размагничивания B_x и напряженности H_x выпуклая форма

V и удельной магнитной мощности при размагничивании магнитно-твердого материала

ния соответствует большей магнитной мощности.

Размагничивание связано с теми же процессами, что и намагничивание: смещением доменной стенки и вращением векторов намагничивания. Необратимость этих процессов приводит к несовпадению кривых намагничивания и размагничивания, а при перемагничивании к появлению петли гистерезиса. Существующие теории необратимости процессов намагничивания связывают либо со смещением доменной стенки, либо с вращением векторов. В последнем случае даются количественные закономерности, определяющие H_c . При различном химическом составе и структурном состоянии материала доля участия каждого из этих двух процессов различна, но для большинства магнитно-твердых материалов основным процессом при размагничивании, видимо, является процесс вращения векторов намагничивания, который и определяет величины H_c , V_r и ω_{\max} .

Для однодоменных кристаллов размагничивание идет только в результате вращения векторов намагничивания.

Размер однодоменных кристаллов определяется формой кристалла, параметром кристаллической решетки и маг-

и намагниченностью. Для железа диаметр кристалла равен 0,05

Для однодоменных H_c определяются раз анизотропии (табл. 1) висят от константы *склой анизотропии* K насыщения M_s . На K и H_c среди рассм лов имеет кобальт, кель, поэтому кобал большинстве магни риалов.

Влияние анизотро велико для всех ферр более сильное, чем видов анизотропи формы вызывает поя вающего поля H_p , та стема не замкнута противоположно наг уменьшает намагн и тем самым увелич H_p анизотропна, а п менного неравноосн чение H_c зависит с кристалла (рис. 15.18)

Рис. 15.17. Размагни вающее поле однодом ного неравносного кри талла

Минимизируется при возникновении неоднородных внутренних напряжений вследствие магнитоупругости или приложения внешних сил. Наибольший вклад этот вид анизотропии дает в значение H_c для никеля, который имеет большое значение λ_s (см. с. 318).

Сумма всех перечисленных составляющих и определяет значение H_c однодоменного неравноосного кристалла.

Необратимые процессы вращения векторов намагничивания определяют H_c тонких пленок и многих многофазных сплавов. Тонкие пленки толщиной 0,1–30 мкм однодоменны и магнитоанизотропны. При толщинах, близких к 30 мкм, в пленках появляется полосовая доменная структура (рис. 15.19). Длинные домены намагничиваются во взаимно противоположных направлениях и вращаются всей системой полос под действием внешнего поля. Это свойство используют в информационных устройствах.

Большие значения H_c имеют многофазные сплавы со структурой однодо-



Рис. 15.19. Полосовая доменная структура в тонких пленках

ромагнитной основой. Коэффициентная максимальное значение, сромагнитных вклад с шириной доменного леза $\sim 10^{-6}$ м).

Все описанное по- вать требования к магнитно-твердых м- щественное примен а не чистые металл- вать однофазные с- ной неравноосной- либо многофазные- магнитностью осно- ферромагнитных вк- однодоменная нера- сталлов; для нефер- чений важны их ко- ферромагнитная ос- различного рода м- ра – предпочтительн- пересыщенный твер- ния; желательны ос- напряжения. Пере- обеспечивают высок- ω_{\max} .

Свойства магнит- лов оценивают ста- виях длительной эк- возможных колебания- стабильность свойс- ся структурными и- турное старение), и вибрацией (магнит- следнем случае свой-

вливаются повторным намагничиванием. Структурная нестабильность при нагреве ограничивает применение магнитно-твердых материалов с неравновесной структурой.

Свойства магнитно-твердого материала определяют на образцах-кольцах. Полученные значения B_r и ω_{\max} предельные, так как при иной форме магнита на незамкнутых концах возникает размагничивающее поле H_p и свойства будут занижены.

Магнитно-твердые материалы для постоянных магнитов классифицируют по способу изготовления на литые, порошковые, деформируемые.

Магнитно-твердые литые материалы. Ими являются сплавы Fe-Ni-Al на основе железа. Сплавы при 20°C в своей структуре содержат ферромагнитную фазу β_1 с большим содержанием железа, вкрапленную в слабоферромагнитную фазу β_2 . При термической обработке высокотемпературная фаза β испытывает превращение $\beta \rightarrow \beta_1 + \beta_2$, в результате чего удается получить однодоменные кристаллы ферромагнитной фазы β_1 пластинчатой формы (рис. 15.20, а), которая обеспечивает большие значения H_c , B_r и ω_{\max} .

Закалка включает нагрев до температур 1200–1280°C (в зависимости от состава) и охлаждение с определенной критической для каждого сплава скоростью, обеспечивающей наибольшую

в табл. 15.10.

Магнитные свойства можно улучшить, если при закалке проводить в сильном поле ($H > 120$ кОэ). В случае пластинок в направлении стрикционных напряжений поля и векторы намагничиваются в том же направлении. Этот материал после термической обработки обретает магнитную индукцию (рис. 15.20, б), что означает увеличение H_c и ω_{\max} . Наиболее высокие значения такой термомагнитной индукции получены на сплавах с содержанием кобальта.

Дальнейшее улучшение свойств в литых сплавах достигается столбчатых кристаллов при кристаллизации

ТАБЛИЦА 15.10. Магнитные свойства для (ГО)

Сплав	ω_{\max} , кДж/м ³
ЮНД4	3,6
ЮНД8	5,1
ЮНДК18	9,7
ЮНДК35Т5Б	16
ЮНДК35Т5БА	36

вленным теплоотводом и в магнитном поле. Длина таких кристаллов может достигать 300 мм. Ось кристалла совпадает с направлением легкого намагничивания. Сплав благодаря анизотропии формы приобретает высокие значения H_c и B_r ; увеличение выпуклости кривой размагничивания приводит к увеличению ω_{\max} (рис. 15.21).

К недостаткам литых сплавов Fe-Ni-Al относятся их повышенная хрупкость и высокая твердость, что исключает все виды обработки, кроме шлифования. Этих недостатков лишены спеченные сплавы Fe-Ni-Al.

Порошковые магнитно-твердые материалы. Сплавы Fe-Ni-Al получают спеканием порошков металлов при 1300°C в атмосфере аргона или иной защитной атмосфере. Для обеспечения высоких значений B_r и ω_{\max} сплавы не должны быть пористыми. Порошки используют мелкодисперсные и желательнее неравноосные. Магнитные свойства спеченных сплавов (после тех же видов термической и термомагнитной обработки, которые применяют и для литых сплавов) приведены в табл. 15.11. Такие сплавы используют для мелких и точных по размеру магнитов. По составу спеченные сплавы близки к литым, но по магнитным свойствам несколько уступают им. Цифра в марках сплавов является порядковым номе-

ром, буквы ММК — металллокерамический.

Магнитно-твердые сплавы получают спеканием Fe, Ва и Со. По свойствам (ω_{\max} и особенно B_r) литым сплавам Fe-Ni-Co, а также диэлектриками, используются как постоянные магниты. Частотные магнитные потери. Значения ω_{\max} значительно выше, чем у литых. Это связано с наличием однодоменных нерешетчатых оксидов (рис. 15.22). Такие ферриты были приведены в табл. 15.12.

Цифра, стоящая в марке, определяет значение ω_{\max} и указывает металл в составе. Ответственно означают: 1 — изотропный феррит, 2 — в марке равны коэф-

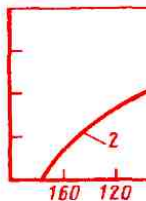


Рис. 15.22. Кривые частотных магнитных потерь:

1 — порошки сферически равноосные, прессованные

Высокое значение H_{CM} у бариевых ферритов связано с большой константой анизотропии K и анизотропией формы порошков. Диаметр однодоменной частицы у ферритов бария составляет 1,5 мкм, что позволяет придавать им некоторую неравноосность. Такие ферриты имеют высокую структурную и магнитную стабильность. Прессование порошков в магнитном поле делает ферриты анизотропными, так как векторы намагниченности M_s ориентируются вдоль поля.

Кобальтовые ферриты уступают бариевым ферритам в значении константы анизотропии. Кроме этого, диаметр однодоменной частицы в них очень мал — 0,1 мкм, что осложняет их получение, в особенности в неравноосной форме. Промышленные анизотропные кобальтовые ферриты уступают по магнитным свойствам бариевым ферритам. Достоинством их является большая температурная стабильность.

Магниты из РЗМ изготавливают из кристаллов промежуточных фаз редко-

и R_2Co_{17} , где R — талл. В их числе са Pr, иттрий Y.

В производстве и большее распространение жидкофазного порошков с размерами. Для получения к порошкам и в табл. 15.13, доб элементов. Темпер ких сплавов должн туры спекания по спекания сплав ра няет микропоры.

кам $SmCo_5$, в кото вляют сплав состав Для получения а прессуют в магнит

В табл. 15.13 константы анизотр ности насыщения четные значения H_{CM} . Значение K у рядка больше, чем основание считать, нивания идет в векторов намагнич лается кристаллог пией.

Названные соед бальтом имеют кр ки с малой симме или тетрагональна большие значения

Магнитные хара сплавов РЗМ при

ТАБЛИЦА 15.13. Магнитные характеристики соединений РЗМ

Соединение	K , МДж/м ³	M_s , Тл	H_{CM} , МА/м (расчетные данные)
Sm_2Co_{17}	3,5	1,1	6,4
$SmCo_5$	8—11	0,97	17—23
$PrCo_5$	6,9—10	1,2	12—17
YCo_5	5,5	1,06	10

КСП37А	63 Со	72,5	500	640	0,9
--------	-------	------	-----	-----	-----

Значения коэрцитивной силы $H_{сМ}$ таких сплавов на порядок меньше расчетных, но выше, чем у бариевых и кобальтовых ферритов в 4–5 раз. Кривые размагничивания опытного анизотропного сплава из РЗМ, приведенные на рис. 15.23, показывают значения $H_{сМ}$ и $H_{сВ}$, равные 1320 и 808 кА/м, соответственно, при $\omega_{\max} = 104$ кДж/м³. Указанное значение магнитной мощности наибольшее для всех магнитно-твердых материалов.

Деформируемые магнитно-твердые сплавы. Сплавы на основе пластичных металлов Fe, Co, Cu, их марки и магнитные свойства приведены в табл. 15.15. Сплавы подвергаются обработке давлением, что позволяет использовать их как магниты в виде тонких лент и проволоки. Хорошие магнитные свойства получают после закалки и старения, что объясняется получением мелкодисперсных ферромагнитных фаз в немагнитной основной фазе. В процессе пластической деформации

характеризуется высокой магнитной мощностью к ω_{\max} литых сплавов. Основной недостаток драгоценного металла — его применение.

Высокоуглеродистые сплавы. Сплавы с содержанием углерода $> 1\%$ имеют структуру с дисперсными неферромагнитными фазами цементита по окончании отпуска, что обеспечивает высокие магнитные свойства. Относительно легко определяется величина H_c для сплавов при формы мелких (пластинок) и больших (пластинок) и больших ромбической магнитной фазы. В сплавах с высокими упругими напряжениями пересыщенность магнитной фазы, как правило, является мартенситной. В сплавах с высоким содержанием углерода магнитно-упругими свойствами.

Большим достоинством постоянных магнитов является простота и технологичность их обработки давлением. В связи с этим они используются в магнитах больших размеров.

ТАБЛИЦА 15.15. Магнитные свойства деформируемых сплавов для магнитов

Наименование	Сплав		Магнитная анизотропия	$\omega_{г}$, кДж/м ³
	Состав, %	Марка		
Хромко	45 Fe; 30 Cr; 25 Co	30ХК25	Нет	7
Викаллой	52 Co; 35 Fe; 13 V	52К13Ф	Есть	10
Кунико	50 Cu; 21 Ni; 29 Co	—	Нет	6
Кунифе	60 Cu; 20 Ni; 20 Fe	—	Есть	6
Платинакс	78 Pt; 22 Co	ПлК78	—	4

сплавы системы Fe-Ni. При больших содержаниях никеля в сплавах образуется непрерывный ряд твердых растворов с ГЦК решеткой (см. рис. 15.9). Согласно правилу Курнакова температурный коэффициент линейного расширения твердых растворов в функции состава изменяется по непрерывной криволинейной зависимости. В сплавах Fe-Ni эта зависимость более сложная (рис. 16.1), что дает возможность создавать сплавы с малым температурным коэффициентом линейного расширения — инварные сплавы.

Заниженное значение температурного коэффициента линейного расширения в инварных сплавах имеет ферромагнитную при-

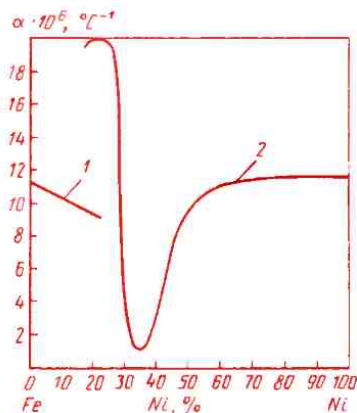


Рис. 16.1. Зависимость температурного коэффициента линейного расширения от содержания никеля в железоникелевых сплавах: 1 — α-фаза; 2 — γ-фаза

вая линия).

В сплавах инварной ориентации спиновых тронов, несколько разповым движением, магнитоострикционные

Магнитоострикция — ферромагнетика при (см. гл. 15). В области чивания ($H < H_c$) магннейный характер, в ($H > H_c$) — объемный.

Такие же явления нием внутреннего магмагнетика (рис. 16.3); поля форма и размер нитоострикцией. Исти являются лишь при н выше температуры то устраняются все магформации в связи с нитное состояние. Исти на условно показаны наименьшего квадрата температур ниже точки ная магнитоострикция на, вытягивая его в самопроизвольной нам щая квадрат в прям магнитоострикция увели на (прямоугольника).

В кристаллах феррсплавы инварного тивозникшая из-за внутр руживается, так как обция в них мала, а линдеформацией доменов влениях. В сплавах же меры ферромагнетика

ченными, так как в них велика объемная магнитострикция.

Температурный коэффициент линейного расширения для ферромагнетиков в общем виде определяется формулой

$$\alpha = \alpha_0 - \Delta,$$

где α_0 – нормальный коэффициент линейного расширения, определяемый энергией связи атомов; Δ – ферромагнитная часть коэффициента линейного расширения, основной составляющей которой является объемная магнитострикция парапроцесса.

Изменение размеров детали из инварного сплава при нагреве, описываемое формулой $A_t = A_{20}(1 + \alpha t)$, показано в виде схемы (рис. 16.4). Нормальная составляющая размера A_0 , определяемая энергией связи атомов, растет вследствие уменьшения энергии при нагреве. Этот рост компенсируется уменьшением магнитострикции, так как при нагреве уменьшается намагниченность ферромагнетика из-за тепловых колебаний атомов.

В результате размер A при нагреве до температуры точки Кюри увеличивается незначительно, а для некоторых инварных сплавов

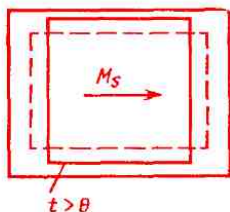


Рис. 16.3. Схема изменения формы и размера домена ферромагнетика под влиянием внутреннего магнитного поля

даже уменьшается, т. е. отрицательного расширения имеет место.

Так, сплав, содержащий 37% Fe, в интервале 70°C имеет $\alpha = -1,2$, из-за высокого содержания хорошие антикоррозионные свойства.

При нагреве выше температуры Кюри ферромагнитная часть переходит в парамагнитную, и коэффициент α резко увеличивается. Это явление объясняет изменение коэффициента расширения сплавов.

В инварных железах, содержащих 29–45% Ni, ферромагнитная часть имеет коэффициент α . Минимальное значение коэффициента α в интервале 0–100°C имеет сплав с содержанием никеля более высоких температур. В этом случае наблюдается в основном увеличение размера с увеличением содержания никеля.

Сплав 36Н, называемый инваром (или инваризменным), – основной сплав с минимальным коэффициентом α . Низкое значение α в области температур 0–100°C дает хорошие механические и антикоррозионные свойства. Это позволило использовать инвар в конструкционном материале для изготовления приборов, от которых требуется постоянство размеров при изменении температуры в условиях

термической обработки сплава.

Углерод в процессе термической обработки образует с железом и никелем пересыщенные твердые растворы внедрения. В процессе эксплуатации, выделяясь, углерод вызывает «ползучесть» значения коэффициента α . Это связано с изменением параметра кристаллической решетки и магнитострикции парапроцесса, поэтому содержание углерода в сплаве должно быть минимальным (не более 0,05%). Минимальное значение коэффициента α у инвара достигается после закалки от 830°C, в процессе которой все примеси переходят в твердый раствор. Отпуск при 315°C в течение 1 ч приводит к выделению мелкодисперсных избыточных фаз; последующее старение при 95°C в течение 48 ч снимает все остаточные внутренние напряжения, возникающие в процессе технологической обработки деталей, и стабилизирует значение коэффициента α .

Свойства инвара дополнительно улучшают легированием кобальтом, который частично заменяет никель, и медью. Сплав такого типа, называемый *суперинвар*, имеет еще более низкое значение коэффициента α (табл. 16.1).

Особую группу составляют сплавы для пайки и сварки со стеклом. Составы этих сплавов подобраны таким образом, чтобы коэффициент α сплава соответствовал коэффициенту α материала, с которым производится соединение, во всем интервале температур, вплоть

в условиях эксплуатации герметичного соединения.

Помимо этого от сплава выдвигаются требования к пластичности и ударной вязкости в процессе эксплуатации.

Основной группой является группа — сплав 29НД (инвар), который имеет коэффициент α , как термостойкий материал. В нем вольфрам и молибден. Никель заменена кобальтом. Она снижает температуру плавления и расширяет область его применения до температуры 420°C. При этом начинается размягчение стекла.

Сплав пластичен и выдерживает давление, в отличие от менее пластичных сплавов вольфрама и молибдена в промышленном производстве.

Сплав 47НД относится к группе сплавов, имеющих такую же структуру, как платина и нетермостойкое стекло.

Этот сплав назван так, потому что и используют для изготовления таких стекол в промышленности. В нем содержание никеля такое же, как и в сплаве 29НД, но температуру плавления он имеет более высокую.

Для пайки с керамикой используют сплав 33НК, являющийся инваром, но с повышенным содержанием никеля. Для такой пайки требуется очень точное совпадение

мыкает) электрическую цепь

16.2. Сплавы с заданным температурным коэффициентом модуля упругости

Сплавы Fe-Ni, помимо низких значений температурного коэффициента линейного расширения при некоторых концентрациях никеля, обладают еще одним замечательным свойством — малым температурным коэффициентом модуля упругости.

Во всех твердых телах, в том числе и металлах, модуль упругости при нагреве уменьшается в связи с уменьшением энергии межатомных связей.

В некоторых сплавах Fe-Ni, называемых *элинварными*, наблюдается аномалия в изменении модуля упругости при нагреве, который либо растет, либо изменяется очень незначительно.

Элинварные сплавы широко применяют для изготовления упругих элементов и пружин точных приборов и механизмов (пружины, камертоны, резонаторы электромеханических фильтров и пр.). Постоянство модуля упругости обеспечивает малую температурную погрешность прибора в условиях эксплуатации.

Природа аномальности изменения модуля упругости при нагреве, так же как и природа инвариантности, ферромагнитного происхождения.

Внешние растягивающие напряжения действуют на ферромагнетик подобно магнит-

ному полю, ориентируя доменов и вызывая нейную и объемную), называют *механостри-*

В результате обща магнетика при воздействии напряжений будет складываться механической δ_0 и m составляющих.

Модуль нормальной магнетика определяет

$$E = \sigma /$$

т. е. значения модуля вследствие дополнения ферромагнитной прир

На рис. 16.5 показана деформации ферромагнетика под действием нагрузки на внешнее магнитное поле. Магнитострикционная модуль упругости ферромагнетика делаются только упругостью и значения

$$E_0 =$$

Таким образом, во многих материалах модуль упругости несколько занижен из-за эффекта ферромагнитной

$$E = E_0$$

В элинварных сплавах эффект ΔE -эффект, в отличие от ферромагнетиков, приобретает отрицательный знак и вызывает аномальное увеличение модуля упругости при нагреве.

Возможный характер зависимости модуля упругости E ферромагнетика от температуры нагрева. Уменьшение E_0 при на

лаблением сил межатомного взаимодействия. Снижение ΔE с повышением температуры, вызванное уменьшением намагниченности ферромагнетика, приводит не к снижению, а, наоборот, к росту модуля нормальной упругости E . Из этой же схемы следует, что модуль упругости ферромагнетика может также сохраняться постоянным до температуры точки Кюри.

Температурный коэффициент модуля нормальной упругости, называемый для краткости *термоупругим коэффициентом* γ , определяет характер изменения модуля упругости при нагреве. В ферромагнитных материалах этот коэффициент может иметь знак плюс в тех случаях, когда модуль упругости при нагреве растет, а также знак минус, когда модуль упругости, как и у неферромагнитных материалов, снижается:

$$E_t = E_{20}(1 + \gamma t),$$

где E_{20} — модуль упругости при 20°C .

В элинварных сплавах термоупругий коэффициент всегда имеет положительное значение и может быть равным нулю.

Для сплавов Fe—Ni значения термоупругого коэффициента определяются содержанием никеля (рис. 16.7). В сплавах, содержащих от 29 до 45% Ni, коэффициент γ имеет положительное значение, что свидетельствует о наличии большой аномалии в изменении модуля нормальной упругости при нагреве.

Сплавы с содержанием 29 и 45% Ni

званный элинваром сплав наряду с отмычками обладает первыми, он имеет незначительных характеристик улучшить термическую стабильность, как у сплава усталостной аустенитной структуры имеет невысокую температуру Кюри ($\sim 100^\circ\text{C}$), что является боковой интервалом температуры.

Впоследствии сплавывали титаном и алюминий, что позволило улучшить механическую обработку, что снизило температурный интервал в результате термической обработки.

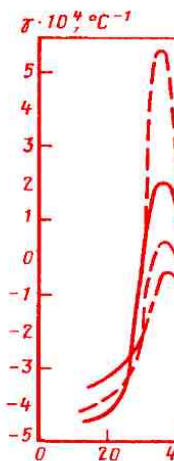


Рис. 16.7. Зависимость термоупругого коэффициента γ от содержания никеля в сплавах Fe—Ni

тими свойствами для пружин и упругих элементов, от которых требуются немагнитность и высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах (см. гл. 11).

Дальнейшее распространение эливарные сплавы получили в виде сплавов с содержанием 5–6% Cr и 42–44% Ni. Термоупругий коэффициент таких сплавов близок к нулю (см. рис. 16.7). Повышенное содержание никеля обеспечивает более высокую температуру точки Кюри, что расширяет температурную область их применения. Для получения хороших механических свойств эти сплавы дополнительно легируют титаном и алюминием, что позволяет упрочнять их термической обработкой (табл. 16.2). Содержание углерода в сплавах должно быть минимальным.

Сплавы 42НХТЮ получают минимального содержания γ и внутреннюю структуру стабилизируют термической обработкой от 950°C, при которой γ фаза растворяется. После этого сплав подвергают следующему отпуску при 700°C в течение 4 ч. Такая обработка приводит к образованию промежуточной метастабильной фазы.

Правильно проведенная термическая обработка указанных сплавов обеспечивает значения коэффициента температурного расширения $\pm 1,5 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в интервале температур 20–100°C. Основным недостатком сплавов – нестабильностью коэффициента γ при изменении химического состава является склонность сплава к образованию фазы γ .

тивления, по характеру зависимости его от температуры и по типу проводимости.

Проводники — удельное электрическое сопротивление в пределах 10^{-8} — 10^{-5} Ом·м, с ростом температуры увеличивается. Используют для проводников постоянного и переменного тока, резисторов, нагревательных элементов, контактов и т. п.

Полупроводники — удельное электрическое сопротивление в пределах 10^{-5} — 10^8 Ом·м, с ростом температуры уменьшается. Применяют для выпрямления, усиления электрических сигналов, превращения различных видов энергии в электрическую и т. д.

Диэлектрики — удельное электрическое сопротивление в пределах 10^8 — 10^{16} Ом·м, используют как изоляторы.

17.1. Материалы высокой электрической проводимости

Электрические свойства проводниковых материалов. Электрическая проводимость твердых тел, в первую очередь, определяется электронным строением атомов.

В твердых телах в результате взаимодействия электромагнитных полей атомов энергетические электронные подуровни расщепляются, образуя энергетические зоны (рис. 17.1).

При переходе к более высоким энергиям ширина зоны разрешенных подуровней растет и зоны перекрываются, а зоны запре-

В кристаллах непереходящих металлов (Ag, Au, Al, Na) валентные электроны находятся полностью, поэтому для них не характерно электрическое сопротивление. Наличие электронов в зоне проводимости энергетические подуровни образуются малая, так как незанятые подуровни примыкают к зоне проводимости натрия эта энергия со-

Несколько меньшее сопротивление обладают металлы Fe, Ni, Cr и т. д. Они имеют подуровни 3d зоны, с заполненной валентной зоной. В этом положении электрическое сопротивление возможно перемещением электронов в пределах зоны 3d и 4s в нижерасположенную зону. Уменьшается число электронов в зоне проводимости, тем меньше проводимость.

В отличие от металлов в полупроводниках валентные зоны полностью заняты и отделены от зоны проводимости. В ней есть свободные п-

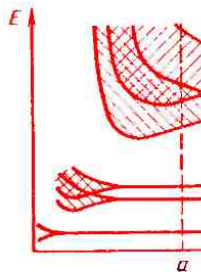


Рис. 17.1. Образование зон при сближении атомов

a — в проводнике; *b* — в полупроводнике и диэлектрике; *г* — заполненные подуровни

ной запрещенных энергий (рис. 17.2, б). При нагреве происходит термическое возбуждение электронов. В некоторых кристаллах часть валентных электронов, преодолев зону запрещенных энергий, попадает в свободную зону, и появляется проводимость; их называют полупроводниками.

Ширина запрещенной зоны определяет электрическую проводимость полупроводников. Для химически чистого германия ширина запрещенной зоны равна $1,2 \cdot 10^{-19}$ Дж. В алмазе она столь велика, что по электрической проводимости он близок к диэлектрикам. Серое олово по электрической проводимости близко к металлам, так как запрещенная зона мала. Дефекты и примеси уменьшают ширину запрещенной зоны и изменяют число электронов проводимости.

Электроны в проводниках при наложении электрического поля испытывают тормозящее влияние кристаллической решетки. В идеальном кристалле при температуре абсолютного нуля электроны, обеспечивающие проводимость, должны двигаться беспрепятственно. Такая решетка не должна оказывать сопротивление продвижению электронов проводимости, так как энергетические зоны электронов точно повторяются от атома к атому (рис. 17.3, а).

Сопротивление возникает при нарушении регулярного повторения зон вследствие рассеяния электронов. Такие нарушения создают атомы примесей (или легирующие элементы) (рис. 17.3, б), а также тепловые колебания атомов, при которых неизбежны отклонения их амплитуды от среднего значения (флуктуации энергии). В ферромагнитных металлах Fe, Ni, Co электроны проводимости испытывают также рассеяние,

вызванное магнитным взаимодействием с ионным остовом решетки.

Таким образом, общее сопротивление металла складывается из сопротивления, обусловленного электронным рассеянием (результатом электрон-электронного и электрон-ионного взаимодействия), обусловленного электрон-фононным рассеянием (результатом взаимодействия электронов с тепловыми колебаниями решетки), обусловленного электрон-магнитным рассеянием (результатом взаимодействия электронов с магнитными ионами решетки), обусловленного электрон-электронным рассеянием (результатом взаимодействия электронов с другими электронами проводимости). Влияние легирующих элементов на сопротивление обусловлено электрон-ионным и электрон-электронным рассеянием.

Деформация и остаточные напряжения, возникающие при технологической обработке металлов, создают искажения кристаллической структуры (вакансии, дислокации, двойные границы), которые также оказывают влияние вследствие дополнительного рассеяния. Однако доля этого влияния невелика по сравнению с влиянием примесей (которое показано для примесей в металлах).

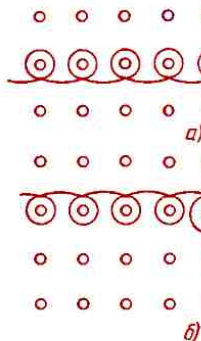


Рис. 17.3. Движение электронов в кристалле: *a* — идеальной; *б* — реальной решетки; *г* — движение электронов в атоме

Рис. 17.4. Изменение электрического сопротивления меди и сплавов при нагреве

Температура нагрева оказывает влияние лишь на электрическое сопротивление, которое определяется тепловым рассеянием ρ_m . Электрическое сопротивление, обусловленное примесным рассеянием ρ_L , при всех температурах остается постоянным. Таким образом, для металлов, в которых есть примесь, а также для сплавов общее сопротивление складывается из ρ_L , которое не изменяется при нагреве, и ρ_m , которое линейно растет при повышении температуры.

Для технических металлов и их сплавов влияние температуры нагрева на электрическое сопротивление с некоторым приближением можно выразить следующей формулой:

$$\rho_T = \rho_0 (1 + \alpha_p T), \quad (17.1)$$

где ρ_T — удельное электрическое сопротивление при температуре T (включает тепловое и примесное рассеяния); ρ_0 — удельное электрическое сопротивление при 0 К (включает только примесное рассеяние).

Из этой формулы можно определить значение температурного коэффициента электрического сопротивления α_p :

$$\alpha_p = (\Delta\rho/T)(1/\rho_0). \quad (17.2)$$

Для чистых металлов удельное электрическое сопротивление ρ_0 невелико, и α_p для всех металлов, за исключением ферромагнитных, имеет практически одинаковое значение, равное $0,004^\circ\text{C}^{-1}$. У ферромагнетиков, например у железа, этот коэффициент несколько больше $0,006^\circ\text{C}^{-1}$.

Для сплавов величина $\Delta\rho/\Delta T$ определяет рост сопротивления вследствие теплового

торых удельное электрическое сопротивление ρ_0 имеет максимальное значение. Температурный коэффициент электрического сопротивления будет минимальным.

Влияние легирующих элементов на проводимость сплавов зависит от их содержания и определяется видом обрабатываемого материала.

При образовании сплавов удельное электрическое сопротивление сплавов при 20°C , по сравнению с чистыми металлами, увеличивается. На рис. 17.5 в функции температуры показано правило Н. С. Курнакова. Оно представляет собой нелинейную зависимость, которая при определенных условиях обретает максимальное значение. В большинстве случаев при концентрации примесей, равной 50 ат.%, удельное сопротивление сплава примесное сопротивление

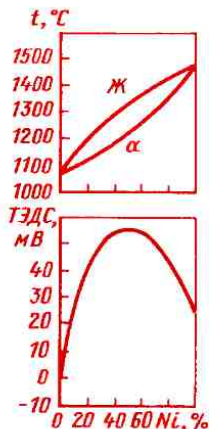


Рис. 17.5. Диаграмма сплавов Cu—Ni

влением, следует использовать сплавы со структурой твердых растворов.

При образовании в сплаве промежуточных фаз электрическое сопротивление резко изменяется. В промежуточных фазах с ионным или ковалентным типом связи проводимость возникает из-за дефектности структуры вследствие недостатка или избытка атомов одного сорта. Те и другие фазы являются полупроводниками, при этом проводимость в ковалентных кристаллах создают электроны, а в ионных кристаллах также и ионы.

Промежуточные фазы с металлическим типом связи (электронные фазы, фазы Лавеса, σ -фазы, фазы внедрения) достаточно электропроводны, а при упорядочении в расположении атомов при определенном стехиометрическом составе возможно возникновение сверхпроводимости.

При образовании смесей из перечисленных фаз электрическое сопротивление сплава по правилу Н. С. Курнакова растет по закону сложения. На рис. 17.6 это показано на примере сплавов, образующих твердые растворы ограниченной растворимости и эвтектические смеси. Подобные сплавы сохраняют высокую электрическую проводимость чистых металлов, но по сравнению с химически чистыми металлами имеют некоторые дополнительные преимущества: более низкую температуру плавления, лучшую жидкотекучесть (для сплавов эвтектического состава), более высокую твердость и износостойкость, если

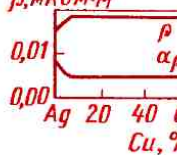


Рис. 17.6. Диаграмма сплавов Ag—Cu

один из сплавляемых металлов является таковыми, и т. д.

Таким образом, в сплавах различных элементов на электропроводность можно получать материалы самым различным образом. В технике и промышленности наиболее распространены сплавы с высокой электропроводностью.

Влияние деформации на электропроводность чистых металлов и сплавов. В связи с этим, не только механические свойства, но и электропроводность стическую деформацию при этом наклеп деформации проводников.

В сплавах влияние деформации и остаточных напряжений на электропроводность не так велико. Наклеп, вызванный упрочнением, очень слабо влияет на электропроводность. Таким образом, сплавы с высокой электропроводностью можно получать только чистой проводимости.

Проводниковые материалы. Электропроводности от удельного

(ГОСТ 4784-74).

Все примеси, так же как и в меди, снижают проводимость алюминия, которая несколько ниже, чем у меди (см. табл. 17.1).

Алюминий высокой чистоты обладает хорошей пластичностью, поэтому из него изготавливают конденсаторную фольгу толщиной 6-7 мкм. Технически чистый алюминий используют в виде проволоки в производстве кабелей и токонесущих проводов.

Алюминий уступает меди в электрической проводимости и прочности, но он значительно легче, больше распространен в природе. При замене медного провода алюминиевым последний должен иметь диаметр в 1,3 раза больше, но масса его и в этом случае будет в 2 раза меньше. Так же, как и медь, алюминий используют или в отожженном, или нагартованном состоянии (см. табл. 17.2).

Для токонесущих проводов воздушных линий электропередачи с большими расстояниями между опорами используют алюминиевые сплавы (Al-Mg-Si) более прочные, чем чистый алюминий (см. п. 12.1).

Легирование алюминия магнием и кремнием в небольших количествах (менее 1% каждого) несколько ухудшает электрическую проводимость, но упрочняет сплав, практически не ухудшая пластичность и коррозионную стойкость: $\sigma_b = 350$ МПа при $\rho = 0,032$ мкОм·м.

коррозии.

Железо значительно прочнее алюминию по прочности в большинстве случаев оправдывает себя как проводникового материала.

В таких случаях углеродистые качества держанием углерод стали обыкновенной (п. 8.3). Эти стали имеют высокую прочность $\sigma_b = 300 \div 700$ МПа и используются для изготовления шин, трамвайных рельсов, метро и железных дорог в качестве тягой. Сечением они отличаются не электрической проводимостью, а механической прочностью материала.

Биметаллический провод, покрытый медью, при передаче переменной частоты. Теплопроводность позволяет уменьшить сечение, связанные с ферромагнетизмом железа, и расход дефицитного материала. Прочность определяется толщиной слоя, так как токи протекают в основном вследствие скин-эффекта. Используются по наружной поверхности Сердцевина из стали для уменьшения нагрузку. Защита от коррозии гальваническим способом. Наружный слой защищает железо от коррозии.

Биметаллический

высокотемпературной пайки с более высокой температурой плавления. Для получения хорошего соединения припой должен иметь более низкую температуру плавления, чем металл, подвергающийся пайке; в расплавленном состоянии припой должен хорошо смачивать поверхности. Температурные коэффициенты линейного расширения металла и припоя должны быть близки.

Для этих целей используют припои на основе Sn, Pb, Zn, Ag, имеющих хорошую электрическую проводимость. Сплавы этих металлов образуют эвтектические смеси, электрическое сопротивление которых мало отличается от металлов, образующих сплав.

В приборостроении для *низкотемпературной пайки* применяют оловянно-свинцовые и оловянно-цинковые (ГОСТ 21931-76) припои.

Сплавы олова и свинца образуют диаграмму состояния эвтектического типа с твердыми растворами ограниченной растворимости. Сплав эвтектического типа (состав 61% Sn и 39% Pb) имеет низкую температуру плавления 183 °С и хорошую жидкотекучесть, что обеспечивает качественное формирование шва и высокие механические свойства. Такой сплав обозначают ПОС-61. Применяют также сплавы доэвтектического ПОС-18, ПОС-30, ПОС-40, ПОС-50 и заэвтектического ПОС-90 составов. Цифра в марке указывает на содержание олова. Припои такого типа имеют переходное электрическое сопротивление $\rho =$

ПОЦ-40, так же как и используют для пайки алюминия.

В тех случаях, когда требуется низкая температура плавления для пайки, используют припои со свинцом, оловом и кадмием. В процессе сплавления металлов между собой легкоплавкие металлы образуют сложные эвтектики. Для пайки при низкой температуре следует отметить, что припои обеспечивают высокие температуры плавления. Кроме того, они хрупки.

Припои для *высокотемпературной пайки* обеспечивают качественное соединение, чем припои для низкотемпературной пайки, так как при высокой температуре взаимная диффузия металла и припоя увеличивается. Электрическое сопротивление ниже, чем для низкотемпературных припоев.

В качестве высокопрочных припоев используют медно-фосфористые припои, содержащие фосфор. Медно-фосфористые припои (ГОСТ 21931-76) ПМЦ-48, ПМЦ-54 (для предотвращения окисления меди) имеют электрическое сопротивление 0,03–0,04 мкОм·м, которое при увеличении температуры возрастает от 825 °С. Содержание фосфора в припое влияет на электрическое сопротивление (цифра указывает

в марке, припой содержит медь или медь с цинком. В припоях ПСр-72, ПСр-61, ПСр-45, ПСр-10 переходное сопротивление возрастает от 0,022 до 0,065 мкОм·м, температура плавления соответственно изменяется от 779 до 920 °С (см. рис. 17.6).

Сверхпроводники. Особую группу материалов высокой электрической проводимости представляют сверхпроводники.

С понижением температуры электрическое сопротивление всех металлов монотонно падает (рис. 17.7). Однако есть металлы и сплавы, у которых электрическое сопротивление при критической температуре резко падает до нуля — материал становится сверхпроводником. Сверхпроводимость обнаружена у 30 элементов и около 1000 сплавов. Сверхпроводящие свойства обнаруживают многие сплавы со структурой упорядоченных твердых растворов и промежуточных фаз (σ -фаза, фаза Лавеса и др.). При обычных температурах эти

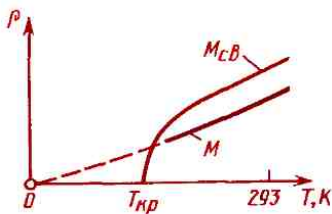


Рис. 17.7. Изменение электрического сопротивления в металлах (M) и сверхпроводниках ($M_{св}$) в области низких температур

спиновый момент нулю, и сверхпроводящие материалы являются диамагнетик. В них располагаются на разных уровнях, где могут находиться тепловые энергии, которую они получают от взаимодействия с магнитным полем. Если эта энергия слишком мала, что приводит к образованию парей, то происходит рассеяние.

Сверхпроводящие материалы используются не только в промышленности, но также в сильных магнитных полях и при пропускании больших токов (например, в сверхпроводящих магнитах и токах).

Из всех элементов наиболее перспективна медь в сверхпроводящих материалах. Медь имеет самую высокую критическую температуру ($-263,83^\circ\text{C}$). Практически все сплавы с медью не нашли сверхпроводящих свойств. Сплавы с высоким содержанием меди (например, 35БТ (ГОСТ 10508-78) содержит 22–26% Nb, 8,5–11,5% Zr и имеем критическую температуру перехода в сверхпроводящее состояние $T = 4,2$ К критическая плотность тока составляет $(6-7,2) \cdot 10^6$ А/м. Сплавы с медью (например, 35БТ состава 36,5% Nb; 1,7–4% Zr) имеют высокую хрупкость и низкую пластичность матрицы.

Оба сплава при работе в мощных генераторах и трансформаторах высокой мощности (100–150 МВА)

Контактные материалы

Электрические контакты подразделяют на разрывные, скользящие и неподвижные. Основное требование для всех контактов — малое *переходное электрическое сопротивление*.

Разрывные контакты. Эти контакты предназначены для периодического замыкания и размыкания цепи и работают в наиболее трудных условиях. В процессе работы разрывных контактов возникает искра или электрическая дуга, что вызывает коррозию и электроэрозионный износ.

В результате происходит окисление контакта. Это повышает переходное электрическое сопротивление, вызывает разогрев и сваривание (или прилипание) контакта. Электроэрозионное изнашивание приводит к появлению на контактных поверхностях кратера на одном контакте и иглы — на другом. Это объясняется тем, что металл контакта плавится, испаряется, распыляется на рабочей поверхности и переносится с одного контакта на другой. Сопротивление электроэрозионному изнашиванию в металлах растет с повышением температуры плавления, в сплавах оно дополнительно повышается с ростом твердости и прочности. Из сказанного следует, что материал для разрывных контактов должен иметь не только небольшое переходное электрическое сопротивление, но и хорошее сопротивление коррозии и электроэрозионному изнашиванию.

В зависимости от электрической мощ-

ности в слабонагруженных

Обычно материалы контактов служат серебром на основе. Основным недостатком является его высокая проводимость. Однако при электрической дуге и подвергается электронашиванию. Окисление приводит к значительному увеличению электрического сопротивления. Оксид серебра при нагреве восстанавливается. Серебро применяют в контактах при небольших токах и частотах переключений. Серебро в производстве прокатывают из всех благородных металлов.

Широко применяют сплавы серебра с медью (сплавы сохраняют высокую проводимость, высокую твердость и сопротивление коррозии). Однако стоимость сплавов противостоит таким сплавам в слабонагруженных контактах.

Высоконагруженные контакты делают из вольфрамовых сплавов и порошковых.

Вольфрам благодаря высокой твердости хорошо сопротивляется электроэрозионному изнашиванию, не окисляется, вольфрам — прочное и устойчивое к коррозии вещество, так как он д

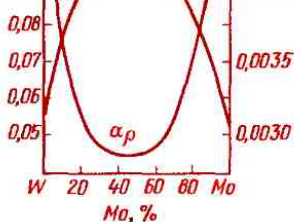


Рис. 17.8. Диаграмма состояния и свойства сплавов W—Mo

проведен, а оксидная пленка вольфрама при работе контакта разрушается. Кроме этого, такие контакты не свариваются при эксплуатации, их применяют при большой частоте переключения.

Такое же назначение имеют сплавы вольфрама с молибденом (рис. 17.8). Эти сплавы, содержащие 40–50% Mo, обладают высоким сопротивлением электроэрозионному изнашиванию, но вследствие образования непрерывного ряда твердых растворов, электрическое сопротивление сплавов и переходное электрическое сопротивление велики. Сплавы обладают пониженным сопротивлением газовой коррозии, так как молибден и вольфрам образуют легко испаряющиеся оксидные пленки. Такие сплавы можно использовать для мощных контактов, но в среде инертных газов или в вакууме. Сплавы вольфрама с 45% Mo используют также для нитей накаливания электрических ламп и катодов, как сплавы повышенного электрического сопротивления.

В наиболее мощных контактах ис-

он проникает в металл благородную медь. После такой обработки защитный материал равномерно покрывает медь. Наличие оксидного сопротивления сварки против электроэрозии. Такие сплавы используются в нагруженных контактных материалах в скользящих контактах с высоким сопротивлением.

Скользящие контакты для скользящих контактов те же требования, но основное требование — сопротивление сварки. Для скользящих контактов из порошковых позиций с небольшой добавкой стьющего сварочного материала (СГЗ, СГ5). Цифры в скобках указывают на содержание меди.

Неподвижные контакты должны иметь высокое сопротивление. Кроме того, они должны быть стабильными при нагрузках. Поэтому для мощных контактов выбирают материалы, не образующие пленок высокого сопротивления на контактах. Всем этим требованиям удовлетворяют медь, латунь, цинк.

Электрическим сопротивлением используют для прецизионных элементов сопротивления (обмоток потенциометров, шунтов, катушек сопротивления, резисторов, термопар, тензометрических датчиков) и нагревательных элементов электрических приборов и печей.

Повышенным сопротивлением обладают металлические сплавы со структурой твердых растворов. Электрическое сопротивление таких сплавов (см. рис. 17.5) выше сопротивления металлов его составляющих. Сплавы высокого сопротивления должны обладать малым температурным коэффициентом электрического сопротивления, а также высокой жаростойкостью, что особенно важно для нагревательных элементов.

При использовании сплавов в электроизмерительных приборах в паре с медью от них требуется малая термоэлектродвижущая сила (ТЭДС). В большинстве случаев сплавы используют в виде лент или проволоки, а поэтому они должны обладать хорошей пластичностью. Все сплавы с повышенным сопротивлением в зависимости от рабочей температуры делят на три группы.

Сплавы, рабочая температура которых не выше 500°C , используют для изготовления прецизионных элементов сопротивления. К ним относятся медные сплавы, легированные никелем и марганцем. Маркировка, химический

сплав приведен в табл. 17.1. При легировании сплава МНМц 40–1,5 высокое значение удельного сопротивления достигается за счет значения α_p . Однако ТЭДС в паре с медью константан применяют только для изготовления

Замена никеля в сплаве марганцем, сохраняя сопротивление, понижает ТЭДС (с 40 до 12 мкВ/град). Сплавы МНМц 3–12 (марганец) применяют для изготовления элементов сопротивления: датчиков, шунтов и

Для получения сплавов с высоким электрическим сопротивлением используют проволоку из марганца, кристаллизационную при 400°C , а последующие элементы сопротивления выдерживают (до 250°C) для точных напряжений

Общим недостатком является их склонность к окислению при нагреве, что и снижает электрическое сопротивление. Часто используют сплавы серебра, палладия, золота. Например, бразильский сплав с 1% никеля имеет $\rho = 0,50 \text{ мкОм/мм}$ и α_p близко к нулю после кристаллизации при 175°C . Такого сплава используют при нагреве до

Сплавы, рабочая

торых менее 1200°C, используют также для элементов сопротивления и нагревательных элементов. Это сплавы на основе железа и никеля. Легирование хромом обеспечивает им высокое электрическое сопротивление и жаростойкость (см. п. 14.2). Маркировка, химический состав и свойства таких сплавов приведены в табл. 17.4. Сплавы на основе железа недефицитны. В этом их преимущество по сравнению с нихромами. Однако дополнительное легирование алюминием для повышения жаростойкости ухудшает пластичность, что затрудняет получение проволоки малого сечения. Сплавы на основе железа используют для реостатов и нагревательных элементов в мощных электронагревательных установках и промышленных печах.

При температурах выше 1200°C (в вакуумных печах) используют сплавы на основе тугоплавких металлов W, Mo, Ta. Для изготовления нагревателей электрических печей (до 1500°C) применяют также керамические материалы,

например, силитовые спекают из карбидов кремния. Силит является полупроводником и имеет высокое электрическое сопротивление. Распространены также нагреватели из диоксида кремния (MoSi_2).

17.2. Полупроводники

Строение и свойства полупроводниковых материалов. К полупроводникам относятся материалы, обладающие электрическим сопротивлением в диапазоне $10^8 - 10^{10}$ Ом·м. К этим относятся 12 элементов (табл. 17.5) — простые полупроводники и химические соединения в группах периодической системы (табл. 17.6).

Из простых полупроводников распространены германий и кремний. Германий и кремний относятся к IV группе, имеют кристаллическую решетку типа алмаза с ковалентным типом связи. В такой решетке

ТАБЛИЦА 17.5. Ширина запрещенной зоны полупроводниковых элементов

Элемент	Группа	Ширина запрещенной зоны, 10^{-19} Дж	Элемент
Бор	III	1,76	Мышьяк
Углерод (алмаз)	IV	8,5	Сурьма
Кремний	IV	1,8	Сера
Германий	IV	1,15	Селен
Олово	IV	0,13	Теллур
Фосфор	V	2,4	Иод

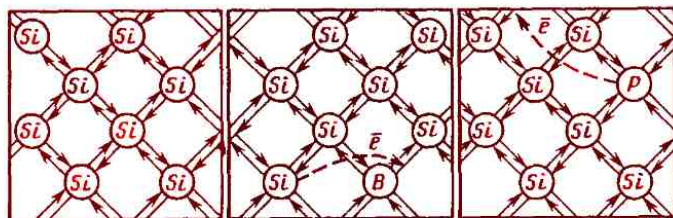
жен в центре правильного тетраэдра и имеет четырех соседей, с которыми он вступает в ковалентную связь (см. рис. 1.12), достраивая свою валентную зону до восьми электронов (рис. 17.9). В результате каждый валентный электрон становится «общим» для двух атомов и валентная зона каждого атома оказывается заполненной.

Появление электрического тока в полупроводнике возможно лишь тогда, когда часть электронов покидает заполненную валентную зону и переходит в зону проводимости, где они становятся носителями электрического тока. Для такого перехода электроны должны пройти зону запрещенных энергий ΔE , для чего необходима определенная энергия, которую полупроводник может получить в виде света или теплоты. При нагреве увеличивается концентрация носителей электрического тока, а электрическое сопротивление полупроводника уменьшается.

Чем больше ширина запрещенной зоны, тем выше должна быть температура нагрева полупроводника для разрушения ковалентных связей и образования носителей тока. Так, у кремния ширина запрещенной зоны существенно выше, чем у германия, по-

этому при нагреве кристаллы германия имеют более высокие значения сопротивления, чем кремния. Это позволяет использовать германий для работы при температурах, чем кремний.

В кристаллах с ковалентной структурой электрический ток создается как путем возбуждения электронов (электронная проводимость) и путем перемещения дырок (дырочная проводимость). Вследствие наличия запрещенной зоны электроны в «чистых» кристаллах химически чистого германия и кремния имеют очень низкую электронную проводимость. В кристаллах германия и кремния может быть создана высокая проводимость из легирующими добавками в упаковке атомов, на границах зерен, в присутствии примесей. В кристаллах германия и кремния, границы зерен, блочные дефекты и примеси называются *собственными носителями*. В кристаллах германия и кремния получить высокую проводимость очень сложно. Вследствие наличия запрещенной зоны полупроводники всегда содержат примеси, которые изменяют характер и величину проводимости. Электрическая проводимость



а)

б)

в)

При
но
а -
но
в -
пр

вают дырочный тип проводимости, так как отдают в валентную зону кристалла полупроводника только три электрона. В кристалле образуются незаполненные связи—«дырки», что вызывает ряд последовательных перемещений соседних электронов. В результате дырка перемещается подобно положительному заряду. Такие примеси называют акцепторными. Для германия ими служат галлий и индий, для кремния—бор и алюминий. Полупроводники с преобладанием акцепторных примесей называются дырочными или *p*-типа.

Примеси резко изменяют собственную проводимость полупроводника. Потенциал ионизации у примесей меньше, чем у полупроводников, поэтому уже при температуре 20–25 °С практически все атомы примесей ионизированы. Благодаря этому концентрация примесных носителей электрического тока обычно выше концентрации собственных носителей. При содержании 10^{20} атомов примесей в 1 м^3 полупроводника, что составляет всего $10^{-7}\%$, собственное удельное электрическое сопротивление германия снижается от 0,5 до 0,15 Ом·м (рис. 17.10).

Помимо концентрации примесных носителей электрического тока большое влияние на проводимость оказывает их подвижность. Для германия подвижность электронов и дырок при 20 °С соответственно равна 0,38 и 0,18 $\text{м}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$. Дефекты кристаллической решетки, примеси и тепловые колебания атомов вызывают рассеяние носителей, снижая тем самым их подвижность. Все это приводит к неконтролируемым изменениям проводимости полупроводника, но может быть частично устранено применением монокристаллов, в которых плотность дефектов кристаллической структуры значительно ниже.

месей при 20 °С

Важной характеристикой является также время жизни носителей электрического тока. В полупроводнике одновременно существуют «свободные» электроны и дырки. Обратный процесс рекомбинации происходит из зоны проводимости в валентную зону, в результате концентрации носителей уменьшается. При данной температуре существуют два процесса, поддерживающие равновесие. Среднее время жизни носителя дырки называют временем жизни дырки, которое успеет пройти носитель до рекомбинации называют диффузионным временем жизни примеси и дефекты у носителей электрического тока ухудшают работу прибора. Полупроводники имеют время жизни носителей до рекомбинации, чем 10^{-5} с.

Таким образом, к основным характеристикам полупроводников относятся удельное электрическое сопротивление, которое зависит от концентрации носителей электрического тока, время жизни носителей электрического тока. Выходя из этих характеристик можно определить свойства полупроводника, такие как количество примесей, а также количество носителей кристаллической решетки.

В связи с этим для определения качества полупроводниковых приборов

$$\rho = (1/e) (N_n \mu_n + N_p \mu_p)$$
 где ρ — сопротивление, N_n — концентрация электронов, N_p — соответственно концентрация дырок, μ_n — подвижность электронов и дырок; e — заряд электрона.

$A^{IV}B^{IV}$ — карбид кремния SiC. В гексагональной кристаллической решетке карбида кремния, как и в кубической решетке алмаза, каждый атом кремния (или углерода) имеет четырех соседей (тетраэдрическое окружение), с которыми он вступает в ковалентную связь. Атомы углерода занимают тетраэдрические поры. Карбид кремния является фазой строго стехиометрического состава, поэтому его проводимость определяют точечные дефекты структуры, частичная разупорядоченность атомов в кристаллической решетке или примеси. Примеси III и II групп для него являются акцепторными, а примеси V и VI групп — донорными.

Полупроводниковые фазы типа $A^{III}B^V$ определенного стехиометрического состава не являются чисто ковалентными кристаллами, так как из-за различия в валентности элементов в них наряду с ковалентными возникают и ионные связи. Кристаллографическая решетка таких соединений аналогична решетке алмаза. Из соединений типа $A^{III}B^V$ применяют соединения с сурьмой (антимониды), например ZnSb, и с мышьяком (арсениды), например GaAs. Они имеют определенный химический состав, поэтому несомненные носители электрического тока возникают из-за примесей, точечных дефектов и разупорядоченности. Примеси III и V групп мало влияют на проводимость. Примеси II группы являются акцепторными, VI — донорными. Элементы IV группы в тех случаях, когда они замещают атомы A — доноры, если замещают атомы B — акцепторы.

Применение находят также соединения типа $A^{II}B^{VI}$. К ним относятся сульфиды (соединения с серой) и оксиды (соединения с кислородом). В таких соединениях преобладает ионный тип связи, и они имеют переменный состав. Избыток ионов металла

на сложность технологии, существенно большая, чем в электровакуумных приборах, позволяющая использовать в быстродействующих приборах.

Кристаллофизические свойства сверхчистых материалов. Кристаллофизические свойства сверхчистых материалов получают по специальным методам, позволяющим получать проводников и диэлектриков с заданными свойствами, используемых при производстве сложных приборов. В производстве сложных приборов, обеспечивая высокую степень очистки. Дистилляцией (жидкой фазы) удаляются примеси, ректификацией, кратное испарение и конденсация примеси, имеющие невысокую температуру плавления, испарением в вакууме (вал жидкого состояния), кристаллизацией (испарение твердой фазы), механической очисткой (механических примесей), выращивают монокристаллы с заданным концом конического

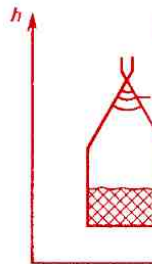


Рис. 17.11. Схема процесса выращивания монокристалла методом Чохральского. Температура между расплавом и кончиком стержня должна быть выше температуры плавления и конденсации примесей.

$> 0,45 \text{ Ом} \cdot \text{м}$), а также легирование в строго контролируемых микродозах проводят кристаллофизическими методами. Основными из них являются методы направленной кристаллизации из расплавов.

Кристаллофизические методы очистки основаны на различной растворимости примесей в твердой и жидкой фазах.

Схема диаграммы состояния для германия и примеси, которая при малых концентрациях образует с ним твердый раствор, показана на рис. 17.12. Если общее содержание примесей составляет $N\%$, то в процессе кристаллизации при температуре 720°C примесей в твердой фазе N_α будет значительно меньше, чем в жидкой фазе N_β . Распределение примесей между фазами характеризуется коэффициентом распределения K ,

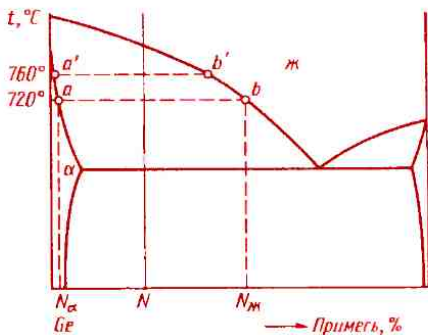


Рис. 17.12. Схема диаграммы состояния системы германий—примесь

Рис. 17.13. Схема процесса направленной кристаллизации:

а — горизонтальный; б — вертикальный; в — наклонный; г — по длине большой ампулы; д — по длине малой ампулы; е — по длине ампулы с подогревом; ж — по длине ампулы с подогревом и направленной кристаллизацией.

равным отношением примесей:

$$K = \frac{N_\alpha}{N_\beta}$$

Таким образом, при направленной кристаллизации примеси концентрируются в жидкой фазе. Это позволяет получать несколько методов очистки.

Методы направленной кристаллизации (рис. 17.13) для очистки полупроводниковых примесей, имеющих малую растворимость в твердой фазе, получения монокристаллов и очищенного полупроводника в ампулу (или в герметичную оболочку), которую перемещают по длине большой ампулы. В начале процесса расплавляется, а затем, перемещаясь в зону печи с направленной кристаллизацией, кристаллизация начинается в ампуле, то растет кристалл. Примеси, уходящие в жидкой фазе, концентрируются в жидкой фазе примеси по длине ампулы. Методы направленной кристаллизации для разных значений коэффициента распределения примесей показаны на рис. 17.13. После

кристалла, обогащенный примесью, отрезают.

При *методе зонной очистки* (рис. 17.14) пруток химически очищенного германия помещают в вакуум и при помощи индуктора ТВЧ расплавляют узкую зону l , в которой и скапливаются примеси, имеющие $K < 1$. Вместе с перемещением индуктора и расплавленной зоны примеси сгоняются к правому концу.

Процесс повторяют многократно либо используют сразу несколько индукторов и через них проталкивают графитовую лодочку с прутком германия. После окончания процесса правый конец прутка отрезают.

Степень очистки по длине прутка x зависит от коэффициента распределения примесей и отношения x/l : чем меньше K , тем, как следует из формулы (17.3), лучше очищается полупроводник. Лодочку (или индуктор) перемешают с постоянной скоростью, что обеспечивает постоянство K . Передвигаясь к правому концу, жидкая фаза и кристалл обогащаются примесью. Степень очистки возрастает, если при одинаковой длине прутка ширина расплавленной зоны l будет меньше. Кроме этого, степень очистки можно повысить за счет многократных проходов.

Методом зонной очистки из германия можно удалить все примеси, за исключением бора, у которого $K = 1$.

плавляют в вакууме, выводят расплав при температуре выше температуры плавления. В расплав опускают пруток, представляющий собой стержень 5×5 мм, вырезанный из монокристалла германия в определенном графическом направлении. При этом предъявляют жесткие требования к технологии выращивания монокристалла в отношении дефектов кристаллической структуры, так как они «наследуются» в монокристалле. Большая его полупроводниковая активность. Затравку слегка оплавляют, удаляя остаточные напряжения. При ее механической обработке они дезориентируют кристаллические плоскости в расплаве и приводят к получению поликристалла.

После оплавления прутка его вытягивают из расплава. При этом вследствие адгезии кристалл отходит от поверхности, охлаждая расплав. В результате получается монокристалл.

Рис. 17.15. Схема установки для выращивания монокристалла:

1 — вытягивающее устройство; 2 — затравка; 3 — монокристалл; 4 — расплав полупроводника

Для лучшего перемешивания затравку и тигель вращают либо с разными скоростями, либо в разные стороны. Скорость вытягивания должна быть небольшой, порядка 0,1 мм/с, а частота вращения — не менее 60 мин^{-1} .

При вытягивании монокристалла с постоянной скоростью из расплава, поддерживаемого при определенной температуре, степень очистки по длине кристалла неодинакова, так как по мере вытягивания расплав обогащается примесями. Для того чтобы устранить этот дефект, в расплав добавляют германий либо постепенно уменьшают скорость вытягивания, меняя тем самым коэффициент распределения K (рис. 17.16). Анализ формулы (17.3) показывает, что при увеличении $N_{\text{ж}}$ постоянство N_{α} можно достичь уменьшением K в результате уменьшения скорости вытягивания. Для сохранения постоянства диаметра монокристалла температуру расплава при этом следует постоянно повышать.

Для кремния рассмотренные методы не приемлемы из-за его высокой химической активности и высокой температуры плавления ($t_{\text{пл}} = 1414^\circ\text{C}$). При такой высокой температуре кремний загрязняется материалом тигля. Кроме того, коэффициент распределения у кремния со многими примесями больше, чем у германия, а с примесью бора, так же как у германия, близок к единице ($K = 0,90$).

щаются к верхнему торый после оконча зают. Процесс повт но.

Таким способом о большого размера. П ной зоны для лучш быть небольшой.

Помимо описанн ляющих получать монокристаллы ге а также некоторых соединений, разрабо но новая техноло (ориентированное) сталла на подложке.

Метод этитаксии и высокоомные (боле кремния и германи ную технологическую ки монокристаллов н дает возможность полупроводниковые мер, карбид кремни торых в виде объе

Рис. 17.17. Схема ус новки для бестигельн зонной очистки кремн 1 — поликристалл; 2 — плавленная зона; 3 — мо кристалл; 4 — затравка; индуктор

активного атомарного фосфора.

На поверхности пластины фосфор взаимодействует с атомами полупроводника и диффундирует в германий, образуя с ним твердый раствор замещения. Возможность диффузии атомов легирующей примеси обусловлена наличием в полупроводнике точечных дефектов (вакансий).

Этот метод дает хорошую воспроизводимость основных характеристик, что позволяет его использовать в серийном производстве. Кроме этого, он дает возможность вводить примеси совместно, используя различные коэффициенты диффузии вводимых веществ. При диффузии донорной примеси в пластинке германия с p -проводимостью на некотором расстоянии от поверхности возникает p - n -переход (рис. 17.20). Меняя температуру процесса и время выдержки, можно получать p - n -переход на любой глубине.

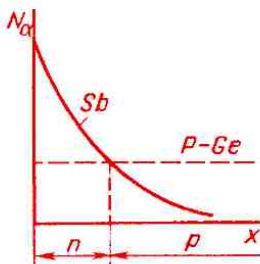


Рис. 17.20. Образование p - n -перехода путем диффузии сурьмы в германии p -типа



Рис. 17.21. Образование p - n -перехода путем диффузии сурьмы в германии p -типа

Метод диффузии позволяет сразу несколько p - n -переходов в пластине. В этом случае пластина должна содержать и акцепторную N_a , при этом коэффициент диффузии донорной примеси должен быть больше, чем акцепторной. В кремнии, наоборот, коэффициент диффузии донорной примеси должен быть больше, чем акцепторной. На рис. 17.21 показана пластина германия p -типа с акцепторной примесью и донорной (Sb) примесью. При диффузии донорной примеси образуется p - n -переход, а поэтому она имеет большую глубину. Акцепторная примесь в наружном p -слое пластины распределяется неравномерно, так как коэффициент диффузии p - n -перехода конечен. Концентрация примеси меняется плавно, что обеспечивает хорошие характеристики прибора. Это позволяет получать p - n - p -переход, который используется в германии или кремнии ионно-имплантационным методом.

При *сплавно-диффузионном* методе в пластину германия помещают шарик сплава свинца с примесью

Рис. 17.22. Схема образования $p-n-p$ -переходов в германии при сплавно-диффузионном методе

и сурьмы (донор) и нагревают до 760°C . При этой температуре сплав расплавляется, и примесь растворяется в германии. Ее растворимость определяется точкой a' диаграммы состояния системы германий–примесь (см. рис. 17.12). После выдержки (2 ч) температуру понижают до 720°C , и растворимость увеличивается (точка a на рис. 17.12). Германий захватывает небольшое количество донорной и акцепторной примесей, но в связи с большей растворимостью в германии галлия, чем сурьмы, эта зона германия, обогащенная примесью, сохраняет p -проводимость (рис. 17.22).

В процессе длительной (10 ч) выдержки при 720°C происходит диффузия галлия и сурьмы из образовавшейся p -зоны в основную пластинку p -германия. Бла-

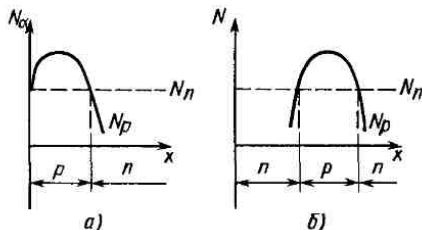


Рис. 17.23. Образование $p-n$ -переходов при ионном легировании:

a — для низких энергий; b — для высоких энергий

сти (рис. 17.23), что несколько $p-n$ -перехо-

17.3. Диэлектрики

Диэлектриками называют материалы, у которых валентная зона проводимости и зона проводимости прерывны, а энергия ионизации твердыми диэлектриками велика. К ним относятся керамика, полимеры и др. Диэлектрик обладает ионной связью, нет свободных носителей. Их удельное электрическое сопротивление равно $10^{12}–10^{20}$ Ом·см. Основные свойства диэлектриков: высокая прочность, область его применения ограничивается принимаются во внимание механические свойства материала, химическая стойкость и другие. Важнейшей особенностью диэлектрика является способность выдерживать в электрическом поле без пробоя. При ионизации заключается в образовании зарядных электрических зон действием поля. Смещение зарядов дают собственное внешнее поле, которое накладывается на внешнее поле. Диэлектрик является диэлектриком с диэлектрической емкостью ϵ . Она оценивается отношением емкостей C_d/C_0 конденсатора с диэлектриком C_d определяется, когда диэлектрик находится между обкладками конденсатора. Диэлектрическая емкость C_0 — когда диэлектрик отсутствует (вакуум). В твердых диэлектриках одновременно проя-

ляризация. Объем сегнетоэлектрика разбивается на домены, в каждом из которых вещество сильно поляризовано. В отсутствие поля домены расположены беспорядочно, и суммарная поляризация равна нулю. При наложении поля поляризация увеличивается нелинейно благодаря переориентации поляризации доменов. При циклическом изменении поля от $+E$ до $-E$ возникает петля гистерезиса (рис. 17.25). Когда напряженность поля возрастает, поляризация достигает насыщения; при этом ϵ увеличивается до максимального значения и вновь уменьшается. По аналогии с ферромагнетиками напряженность поля E_c , при которой меняется направление поляризации, называется коэрцитивной силой. Когда $E_c < 0,1$ МВ/м, сегнетоэлектрик является мягким; когда $E_c > 1$ МВ/м, материал жесткий. Известно около 500 сегнетоэлектриков. Они принадлежат к классу активных диэлектриков.

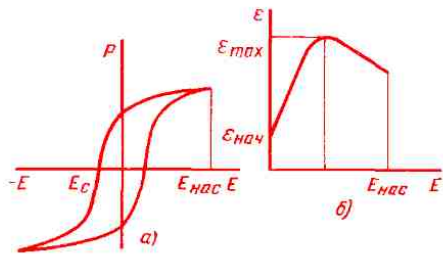


Рис. 17.25. Зависимость поляризации P (а) и диэлектрической проницаемости ϵ (б) сегнетоэлектрика от напряженности поля E

новное значение имность, обусловленн

Электропроводим подразделяют на с и поверхностную. К теризуется своим уским сопротивлен ($\text{Ом} \cdot \text{м}$) и поверхно

Диэлектрики имеют объемное электрич ($\rho_V \geq 10^{12}$ Ом·м). П низкается в результ сти ионов.

Поверхностное э тивление ρ_S завис и структуры диэлек ния его поверхности. Загрязнения и вла или пористой по проводящую пленк полностью утрат свойства, хотя его ское сопротивление высоким. Для повы го электрического верхность изделий чистой и гладкой, покрытия — лаки и

Диэлектрические вляют собой часте ского поля, кот в диэлектрике в теп При частотах свы потерь становится важных параметров

Для определения удобно рассматрив

фаз между током I и напряжением U равен 90° , поэтому активная мощность $P = IU \cos \varphi$ равна нулю. Диэлектрик не является идеальным конденсатором, и угол сдвига фаз у него меньше 90° на угол δ . Этот угол называют углом диэлектрических потерь. Тангенс угла δ и диэлектрическая постоянная ϵ характеризуют удельные потери (на единицу объема диэлектрика), Вт/м³:

$$P = kE^2 f \epsilon \operatorname{tg} \delta,$$

где k — коэффициент; E — напряженность электрического поля, В/м; f — частота поля, Гц.

Произведение $\epsilon \operatorname{tg} \delta$ называют коэффициентом диэлектрических потерь. По величине $\operatorname{tg} \delta$ диэлектрики подразделяют на низкочастотные ($\operatorname{tg} \delta = 0,1 \div 0,001$) и высокочастотные ($\operatorname{tg} \delta < 0,001$). К основным источникам потерь диэлектрика относятся его поляризация и электропроводимость, ионизация газов в имеющихся порах и неоднородность структуры из-за примесей и включений.

Электрическая прочность характеризуется сопротивлением пробой. Пробой — это необратимое разрушение твердого диэлектрика под действием поля и потеря изолирующих свойств. Электрической прочностью или пробивной напряженностью $E_{пр}$ называется отношение пробивного напряжения $U_{пр}$ к толщине диэлектрика в месте пробоя. Различают три вида пробоя: электрический, тепловой и электрохимический.

$E_{пр}$ из-за повышения электрика снижается: теплоты в окружающей среде температура диэлектрика $E_{пр}$. Тепловой пробой при повышении частоты и возрастают потери теплоотвода.

Электрохимический пробой при длительном действии напряжения в структуре диэлектрика приводит к разрушению его электрических свойств.

По химическому составу диэлектрики разделяют на органические и неорганические. К органическим относятся: бумага, резина, шелк, слюда, керамика, пластмассы.

По электрическим свойствам диэлектрики подразделяют на электроизоляционные (электротехнические) и электропроводящие (радиотехнические).

Для электроизоляции диэлектрики решают следующие задачи: высокая электрическая прочность, т. е. способность выдерживать в течение длительного времени напряжение без потери электрической прочности. Диэлектрики делят на семь классов (I—VII) по значениям Y, A, E, U объединены наименее прочные, шелковые материалы, для них рабочая температура не превышает 90°C . Сверхпрочными являются С — слюда, керамика.

керамика, слоистые пластмассы. Проницаемость для водяных паров исключительно важна для пропиточных, заливочных и других защитных материалов. Диаметр молекулы воды равен всего $2,5 \cdot 10^{-10}$ м, и водяной пар проходит сквозь мельчайшие поры. Плотные, непористые материалы не пропускают водяные пары и негигроскопичны. К ним относятся ситаллы, малощелочное стекло, вакуумно-плотная керамика, оксидные пластмассы и неполярные полимеры. Для изделий из гигроскопичных диэлектриков используют пропитку, защищают поверхности лаками, глазурью и т. п.

Прочность диэлектриков и особенно их механических свойств являются дополнительным критерием выбора материалов. Керамика, стекло и ситаллы — наиболее прочные диэлектрики. Характерной особенностью этих материалов является хрупкость; их прочность на сжатие в несколько раз больше прочности на изгиб. Предел прочности на изгиб равен 30—300 МПа, увеличиваясь до 500 МПа у ряда ситаллов. Для хрупких диэлектриков исключительно важно учитывать тепловое расширение, особенно когда речь идет о работе в условиях быстрых смен температуры или о соединении диэлектриков с металлами. Температурный коэффициент линейного расширения керамики и тугоплавкого стекла не превышают $8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, у легкоплавких стекол он равен $(15 \div 30) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, а у ситаллов в зависимости от химического со-

ируют керамика и пластмассы. Под влиянием щелочных металлов и расплавленных проводящих металлов и Вао увеличивают сопротивление против электрохимического действия с мигрирующими металлами. Органические материалы разрушаются под действием нагрева, окисления и ионизации, поэтому их прочность меньше, чем у керамики. Большинство пластмасс при разрядах обугливаются, теряя свою разрушающую способность. Полиэфиры лишены полистиролом, фторопласты, поликарбонатные и эпоксидные пластики. Полиэфиры — самыми важными диэлектрическими материалами и ситаллами. Керамика и ситаллы образные электроизоляционные (табл. 17.8), почти негорючие и устойчивы к воздействию

Установочная керамика используется для изготовления плат, каркасов, катушек. Она должна иметь низкие коэффициенты температурного расширения и электроизоляционные свойства.

Для работы при высоких температурах используют электроизоляционные материалы, имеющие негорючие свойства. Его недостатком является то, что при температуре выше 200°C , и прочность. Недостатком является то, что при

порошкован фенолпласт с дре весной мукой	10-6	500-1000	10
то же, с минеральным напол нителем	4-2,6	400-500	10
эпоксидные			
Высокочастотные диэлектрики			
Керамика:			
ультрафарфор	8,5	2-10	
оксид алюминия	9,5	2	
стеатит	6,5	3-9	
цельзиановая	7,5	3	
тиконд Т-150	150	3	
термоконд Т-20	20	3	
Пластмассы:			
полиэтилен	2,4	2-5	
полистирол	2,5	3-5	
фторопласт-4	2	2	
Стекло	3,5-16	18-175	10
Ситаллы	5-7	3-20	10

объясняются свойствами стекла, кото
рого в нем содержится довольно много.

Основным материалом, исполь
зуемым для изготовления деталей, пред
назначенных для работы при высоких
частотах, является стеатит, который по
лучают из талька. Стеатиты не содер
жат вредных примесей, их свойства ста
бильны до 100°C. Они легко прессуют
ся, при обжиге дают усадку всего 1-2%
и используются для деталей с плотной
и пористой структурой и точными раз
мерами. В отличие от других видов ке
рамики стеатит удовлетворительно ре
жется (после предварительного обжига).
Недостатки стеатита - растрескивание
при быстрых сменах температуры
и трудность обжига.

Конденсаторная керамика должна

иметь большую ϵ ,
вышенную удельн
потери и малый ТК
керамики увеличив
боты и теплостойк
уменьшает их разм

Конденсаторная
мая при высоких
иметь очень больш
бежание потерь. Д
конденсаторов при
фор, стеатит, стан
лучшие свойства и
нове TiO_2 . Эту кер
на две группы: т
Т-150) и термоконд
в них указывает зн
основным видом
рутил - наиболее п

в керамике, тем выше значения ϵ и ТК ϵ . Основная область применения тикондов — термомкомпенсирующие конденсаторы. Термоконды наряду с TiO_2 содержат ZrO_2 и другие добавки. Они имеют низкие значения ТК ϵ и используются для конденсаторов высокой стабильности.

Лучшая конденсаторная керамика, применяемая при низких частотах, — сегнетокерамика, так как велики значения ϵ . Недостатками сегнетокерамики являются сравнительно большие потери и невысокая электрическая прочность. Сегнетокерамику подразделяют на материалы с небольшой и большой нелинейностью. У материалов первой группы ϵ во всем интервале рабочих температур и напряженностей поля изменяется не более чем на 30% (рис. 17.27). Различные марки керамики этой группы отличаются друг от друга значением $\epsilon = 1000 \div 7500$ и положением температурного максимума ϵ . У материалов второй группы зависимость ϵ от напряженности поля характеризуется коэффициентом нелинейности K . Он равен отношению ϵ_{max} к $\epsilon_{\text{нач}}$, определенному в слабом поле (2–5 В/м).

Материалы с большой нелинейностью используют в варикондах — конденсаторах переменной емкости. При одновременном действии постоянного и переменного полей ϵ становится изменчивой (ее называют реверсивной

циентом нелинейности). Такие материалы используют в усилителях частоты в умножителях частоты в СВЧ-устройствах.

Пьезоэлектрики — материалы, обладающие пьезоэлектрическим эффектом (под действием механического поля возникает электрическое поле и наоборот). Пьезоэлектрики относятся к сегнетокерамике с осевой симметрией. Пьезоэффект характеризуется пьезомодулем d_{33} , который появляется при деформации пьезоэлектрика силой. Обозначается d_{33} по заряду на поверхности при напряжении E (когда нагрузка приложена перпендикулярно этой же поверхности). Пьезоэлектрики требуются для пьезомодуля и малой керамики имеет $6 \cdot 10^{-10}$ Кл/Н, что больше, чем у кварца. Керамика — твердые титаната бария (ТБ), бария (НБС), ниобата (НТС).

условия работы инструментов зависят от режимов резания и свойств обрабатываемого материала. Чем больше скорость резания, сечение снимаемой стружки, а также прочность и вязкость обрабатываемого материала, тем выше температура нагрева режущей кромки инструментов. При этих условиях работоспособность инструментов определяется высокой «горячей» твердостью и способностью материала сохранять ее при длительном нагреве, т. е. теплостойкостью. От теплостойкости материала, таким образом, зависит производительность резания.

По теплостойкости применяемые материалы подразделяют на следующие группы:

- 1) углеродистые и низколегированные стали с теплостойкостью до 200°C ;
- 2) высоколегированные быстрорежущие стали с теплостойкостью до $600\text{--}640^{\circ}\text{C}$;
- 3) твердые сплавы с теплостойкостью до $800\text{--}1000^{\circ}\text{C}$;
- 4) сверхтвердые материалы с теплостойкостью до 1200°C .

Углеродистые стали. Углеродистые стали (ГОСТ 1435–74) производят качественными У7, У8, У9, ..., У13 и высококачественными У7А, У8А, У9А, ..., У13А. Буква У в марке показывает, что сталь углеродистая, а цифра – среднее содержание углерода в десятых долях процента. Углеродистые стали поставляют после отжига на зернистый перлит. Благодаря невысокой твердости в состоянии поставки (НВ 1870–2170) углеродистые стали хо-

(10–12 мм) углеродистые стали пригодны для мелких инструментов с толщиной закаленного слоя 25 мм с незакаленным слоем в которой режущая кромка, шлифованный поверхностный слой, напильники и шлифовальные круги, алмазная калка уменьшает износ инструментов и повышает работоспособность в сердцевине их инструментов при ударных и вибрационных нагрузках. Инструменты с толщиной закаленного слоя 15–25 мм пригодны для обработки водных растворов. Инструменты с толщиной закаленного слоя меньшей величины подвержены деформациям и оплошностям. Инструменты охлаждаются в масле или солях при $160\text{--}200^{\circ}\text{C}$.

Режущие инструменты (пильные диски, сверла, напильники и др.) изготавливают из сталей У10, У11, У12, У13. Они получают неполную закалку при $(150\text{--}180^{\circ}\text{C})$ и выдержку в масле при $(150\text{--}180^{\circ}\text{C})$. Инструменты с закалкой в масле имеют твердость (HRC 62–64). Однако твердость инструментов при нагреве свыше 200°C падает. Инструменты из сталей У10–У13 пригодны для обработки сталей и чугунов и при резании.

¹ В инструментах с толщиной закаленного слоя 25 мм закаленный слой деформируется и продавливается

отпускают на структуру троостита при 275–325 °С (HRC 48–55) или при 400–450 °С (HRC 38–45).

Низколегированные стали. Они содержат до 5% легирующих элементов (табл. 18.1), которые вводят для увеличения закаливемости, прокаливаемости, уменьшения деформаций и опасности растрескивания инструментов. Хром – постоянный элемент низколегированных сталей. Для улучшения свойств в них дополнительно вводят марганец, кремний, вольфрам.

Марганец (1–2%) обеспечивает минимальное изменение размеров инструментов при закалке. Интенсивно снижая интервал температур мартенситного превращения, он способствует сохранению в структуре повышенного количества остаточного аустенита (15–20%), который частично или полностью компенсирует увеличение объема в результате образования мартенсита. Кремний (1–1,5%) несколько повышает сопротивление отпуску и способствует образованию легко отделяющейся окалины. Вольфрам (1–5%) повышает износостойкость.

По структуре низколегированные стали относятся к заэвтектоидным сталям перлитного класса. Их подвергают неполной закалке от температуры несколько выше точки A_1 и низкому отпуску. Структура мартенсита и избыточных карбидов (легированный цементит) обеспечивает им твердость (HRC 62–69) и высокую износостой-

твердостью и изнодаря тому, что в него цементита при вольфрама типа Мчески не растворяю закалки. Из-за (HRC 67–69) ее и применяют для твердых материалов.

Стали X, 9XC, ваются в масле и глубокой прокаливе в отличие от стал более высокую упрочнению при повышенные экспства и применяется фрез, сверл, резьб инструментов с п до 35 мм. 9XC – склонность к Сталь ХВГ характформацией при за для длинных стерж (сверла, развертки с поперечным се Сложнолегированн тает в себе лучшие и ХВГ и использует инструментов большения (до 100 мм).

Быстрорежущие высоколегированные для изгото высокой производи

Основное свойствкая теплостойкост

XBCГ	0,95—1,05	0,65— 1	0,6—1,1	0,5—0,8	—	0,05— 0,15	0,6— 0,9M
------	-----------	------------	---------	---------	---	---------------	--------------

Быстрорежущие стали

P18	0,7—0,8	—	3,8—4,4	17,0— 18,5	≤1	1,0—1,4	—
P9	0,85—0,95	—	3,8—4,4	8,5— 10,0	≤1	2,0—2,6	—
P6M5	0,8—0,88	—	3,8—4,4	5,5—6,5	5,0—5,5	1,7—2,1	—

Стали для штампов холодной обработки давл

X12	2—2,2	—	11,5— 13	—	—	—	—
X12M	1,45—1,65	—	11— 12,5	—	0,4—0,6	0,15—0,3	—
X12Ф1	1,25—1,45	—	11— 12,5	—	—	0,7—0,9	—
X6ВФ	1,05—1,15	—	5,5—6,5	1,1—1,5	—	0,5—0,8	—

Стали для штампов горячей обработки давл

5ХНМ	0,5—0,6	—	0,5—0,8	—	0,15— 0,3	—	1,4— 1,8M
5ХНВ	0,5—0,6	—	0,5—0,8	0,4—0,7	—	—	1,4— 1,8M
3Х2В8Ф	0,3—0,4	—	2,2—2,7	7,5—8,5	—	0,2—0,5	—
4Х2В5МФ	0,3—0,4	—	2,2—3	4,5—5,5	0,6—0,9	0,6—0,9	—
4Х5В2ФС	0,35—0,45	0,8— 1,2	4,5—5,5	1,6—2,2	—	0,6—0,9	—

* По ГОСТ 5950—73, ГОСТ 19265—73.

Примечания: 1. При содержании Si и Mn как постоянных не указана.

2. В скобках приведены температуры заковки и отпуска на вторичную

ной твердости (см. рис. 3.50, б). Особенно эффективно вторичная твердость и теплостойкость повышаются при введении нескольких сильных карбидообразователей, например, вольфрама (одного или совместно с молибденом) и ванадия. При отпуске ванадий, выделяясь в виде карбидов, усиливает дисперсионное твердение, а вольфрам (молибден), сохраняясь в мартенсите, задерживает его распад.

Увеличению теплостойкости способствует также кобальт. Он не образует карбидов, но, повышая энергию межатомных сил связи, затрудняет коагуляцию карбидов и увеличивает их дисперсность.

В результате комплексного легирования инструменты из быстрорежущих сталей сохраняют высокую твердость до 560–640 °С и допускают в 2–4 раза более производительные режимы резания, чем инструменты из углеродистых и низколегированных сталей.

Быстрорежущие стали (см. табл. 18.1) обозначают буквой Р, цифра после которой указывает содержание (в процентах) вольфрама — основного легирующего элемента (ГОСТ 19265–73). Содержание ванадия (до 2%) и хрома, количество которого примерно 4% во всех сталях, в марке не указывается. Стали, содержащие дополнительно молибден, кобальт или повышенное количество ванадия, имеют в марке соответственно буквы М, К, Ф и цифры, показывающие их массовую долю в процентах (напри-

мером, Р6М5). Главным образом с технологическими свойствами обрабатываемости связаны различия в обрабатываемости, а также прочностных свойствах. Обладают стали Р6М5, Р9, Р9Ф5 плохой обрабатываемостью в отсутствие твердого ванадия.

К группе сталей с высокой износостойкостью относятся обладающие кобальтом и повышенным содержанием ванадия: Р9К5, Р9К10, Р10К5. Они превосходят стали с высокой теплостойкостью ($HRC \geq 64$) и износоустойчивостью. Отличаются они по прочности. Стали повышенной прочностью и твердостью предназначены для изготовления прочных сталей, а также жаропрочных сталей с высокой прочностной структурой и другими свойствами обрабатываемых материалов.

Быстрорежущие стали второй группы, отличающиеся высокой прочностью. Для уменьшения содержания вольфрама, дефицитных и дорогостоящих элементов используют экономно-легированные стали. Наиболее широкое применение имеет сталь Р6М5. Это безвольфрамовые стали.

Особенности термической обработки, структуры и свойств быстрорежущих сталей представлены в табл. 18.1 и Р6М5.

сталь для снижения твердости (до $HV\ 2070-2550$) подвергают изотермическому отжигу. Структура отожженных сталей состоит из сорбитообразного перлита, вторичных и более крупных первичных карбидов. Общее количество карбидов в стали P18 составляет примерно 28%, в стали P6M5 - 22%. Ос-

приобретают после
ного отпуска (рис
теплопроводности
ли при закалке
с прогревами при
няя соляные ванн
окисления и обез
бенность закалки
лей - высокая темп
табл. 18.1). Она не
чения теплостойко
закалки высоколег
та в результате пер
симального коли
карбидов.

Степень легиров
тенсита) увеличива
температуры нагр
температуре 1300
дельное насыщени
растворяется весь
1% V и 0,4-0,5%

Легирование ау
при растворении
Первичные карбид
и тормозят рост зе
му при нагреве, бл
плавления, в быстр
храняется мелкое

Быстрорежущие
после нормализаци
тенситному классу
калки мелкие инст
на воздухе, к

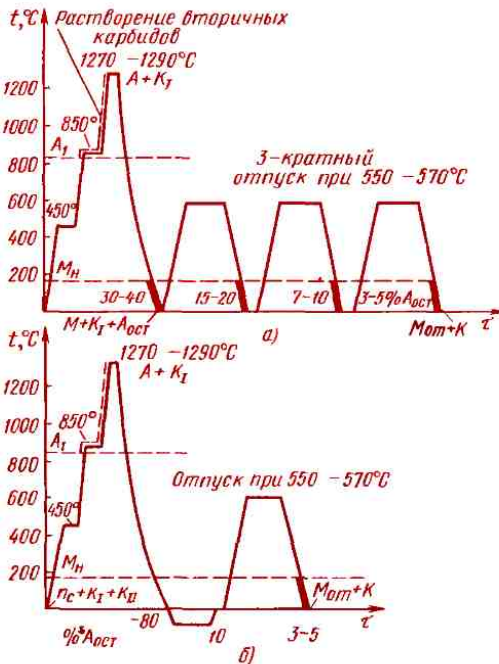


Рис. 18.1. Схема термической обработки быстрорежущей стали:

а - без обработки холодом; б - с обработкой холодом

¹ На воздухе их не
выделения вторичных к
стойкости.

Сложные по форме инструменты для уменьшения деформаций подвергают ступенчатой закалке с выдержкой в горячих средах при температуре 500–550°C.

После закалки не достигается максимальная твердость сталей ($HRC\ 60-62$), так как в структуре кроме мартенсита и первичных карбидов содержится 30–40% остаточного аустенита, присутствие которого вызвано снижением температуры точки M_k ниже 0°C. Остаточный аустенит превращают в мартенсит при отпуске или обработке холодом. Отпуск проводят при температуре 550–570°C. В процессе выдержки при отпуске из мартенсита и остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды M_6C . Аустенит, обедняясь углеродом и легирующими элементами, становится менее устойчивым и при охлаждении ниже точки M_n испытывает мартенситное превращение¹. Однократного отпуска недостаточно для превращения всего остаточного аустенита. Применяют двух-, трехкратный отпуск с выдержкой по 1 ч и охлаждением на воздухе. При этом количество аустенита снижается до 3–5%. Применение обработки холодом после закалки сокращает цикл термической обработки (см. рис. 18.1, б). В термически обработанном состоянии быстрорежущие стали имеют структуру, состоящую из мар-

¹ Температурный интервал превращения на рис. 18.1 обозначен усиленной линией.

мя (20–30 мин) при превышающей температуре (470–550°C). Используют следующие способы: низкотемпературное отпускное вымывание, карбонитрирование, обработка трифторидом титана.

Новым технологическим направлением повышения качества является его производство из порошковых сплавов. Измельчению карбидов и их равномерному распределению способствует выдержка в масле, стойкость инструментов повышается в 1,5–2 раза.

Спеченные твердые сплавы относятся к материалам с высокой твердостью, прочностью, вязкостью, коррозионной стойкостью, высокой температурной стабильностью, высокой прочностью при ударе, высокой прочностью при истирании, высокой прочностью при ударном изгибе, высокой прочностью при ударном ударе, высокой прочностью при ударном ударе, высокой прочностью при ударном ударе.



Рис. 18.3. Микроструктура стали P18 после закалки и отпуска, $\times 500$

зуются более высокой, чем у сплавов первой группы, теплостойкостью (900–1000 °С), которая повышается по мере увеличения количества карбида титана. Их наиболее широко применяют для высокоскоростного резания сталей.

Третью группу (титанотанталовольфрамовую) образуют сплавы системы TiC—TaC—WC—Co. Цифра в марке после букв ТТ (см. табл. 18.2) обозначает суммарное содержание (в процентах) карбидов TiC + TaC, а после буквы К—количество кобальта в процентах. Структура карбидной основы представляет собой твердый раствор (Ti, Ta, W) C и избыток WC. От предыдущей группы эти сплавы отличаются большей прочностью и лучшей сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. Они применяются при наиболее тяжелых условиях резания (черновая обработка стальных слитков, отливок, поковок).

Сверхтвердые материалы. Их широко применяют для оснащения (вставками) лезвийных инструментов (резцы, сверла, торцовые фрезы). Такие инструменты используют для чистовой размерной обработки при высоких скоростях резания (100–200 м/мин и более).

Среди сверхтвердых материалов первое место принадлежит алмазу, твердость которого (*HV* 100 000) в 6 раз превосходит твердость карбида вольфрама (*HV* 17 000) и в 8 раз—твердость быстрорежущей стали (*HV* 13 000). Преимущественное применение имеют синтетические алмазы (борт, баллас, карбо-

гидрид железа и железа), отличающиеся его низкой износостойкостью при резании сталей и чугунов. В качестве инструмента обработки используют алмазные таллы и их сплавы, керамику, обеспечивающую необходимую шероховатость поверхности.

Большой универсальной группой являются инструменты из поликристаллического нитрида бора с кобальтом (β -BN), называемые поликристаллом бора (КНБ). КНБ получают методом микропорошковой технологии с гексагональной кристаллической решеткой или вюрцитоподобной. КНБ применяют в высоких температурах и давлении. Их синтезируют из нитрида бора с кобальтом с помощью синтеза из нитрида бора с кобальтом с поликристаллической решеткой. Их получают под названием бор-Р, боразон.

Нитрид бора (β -BN) по твердости как алмаз, кристаллическая структура и близкие с ним свойства. КНБ (*HV* 90 000) не только превосходит его по твердости (1200 °С) и химической стойкости. В присутствии у КНБ хрома и кобальта к железу позволяет использовать его для обработки труднообрабатываемых сталей в числе цементованных сталей (*HRC* \geq 60). При этом в процессе точения закаленных сталей и чугунов не требуется шлифование, уменьшается время обработки и шероховатость поверхности.

широко применяют азвестобитумные низ-
колегированные стали X, XГ, XВГ, 9ХС,
обрабатываемые на высокую твердость
(HRC 60–64). В отличие от режущих ин-
струментов термическая обработка про-
водится таким образом, чтобы затруд-
нить процесс старения, который проис-
ходит в закаленной стали и вызывает
объемные изменения, недопустимые для
измерительных инструментов. Причина-
ми старения служат частичный распад
мартенсита, превращение остаточного
аустенита и релаксация внутренних на-
пряжений, вызывающая пластическую
деформацию. Для уменьшения количе-

временного (2–3 ч).
Плоские инстру-
ки, шаблоны и т.
ляют из листовых
20Х, 12ХНЗА, по-
ции, или из стал
ваемых с поверхно
Поскольку нерав
в этих сталях обр
верхностном слое,
объемные изменен
на размерах всего
Для инструмент
и большого разме
руемую сталь 38Х

нита стали X12Ф1

(1020–1075 °С, см. табл. 18.1), когда количество остаточного аустенита невелико, затем подвергают низкому отпуску (150–170 °С), сохраняющему высокую твердость (*HRC* 61–63). Такой режим обеспечивает наибольшую прочность ($\sigma_{изг} = 2400 \div 2800$ МПа) при низкой теплостойкости и применяется для большинства штампов и накатных роликов.

Закалку на вторичную твердость применяют для повышения теплостойкости и проводят с более высоких температур (1100–1170 °С). Она приводит к пониженной твердости (*HRC* 48–54) вследствие сохранения большого количества остаточного аустенита (50–80 %). Твердость до *HRC* 60–62 повышают 4–6-кратным отпуском при 500–580 °С в результате превращения остаточного аустенита и выделения дисперсных карбидов хрома. При обработке сталей на вторичную твердость теплостойкость увеличивается до 500 °С, но из-за укрупнения зерна при закалке снижаются прочность и вязкость. В связи с этим применение этой обработки ограничено. В основном ее применяют для штампов, работающих при повышенном нагреве без больших нагрузок.

Сталь X6ВФ содержит меньше углерода и хрома и обладает меньшей карбидной неоднородностью, чем высокохромистые стали. Поэтому она превосходит их по прочности (в среднем на 500 МПа) и вязкости (почти

Повышение вязкости достигается снижением содержания углерода (0,4–0,6%) и увеличением времени отпуска. Стали 4ХС и 4ХСГ на твердость *HRC* закаляют при температуре 240–270 °С, которую выдерживают в течение 1–2 часа. Температуры проката и отпуска в этом случае не влияют на хрупкости первого и второго разрыва. В отличие от сталей 4ХС и 4ХСГ, стали 4ХСВ и 4ХСВГ, нечувствительные к хрупкости второго разрыва, отпускают в более широком диапазоне температур: при 200–250 °С или при 430–470 °С. Стали благодаря сохранению большого зерна имеют повышенную вязкость и предназначены для работы в ударных условиях.

19.2. Стали для горячей обработки давлением

Стали для штамповки подвергают обработке давлением (штамповке) давлением работных температур (горячей обработке), испытывая при этом большие нагрузки, периодические удары, охлаждение поверхности. Стали должны обладать сложной комплексной структурой и технологическими свойствами (достаточной прочностью, вязкостью и прочностью при высоких температурах (для крупных штампов) обладать также термической стабильностью и высокой термической стойкостью. Под разгаростойкостью понимают устойчивость к образованию трещин, вызванных

350–680 °С на структуру троостита или троостосорбита. Среди них следует выделить несколько групп, обладающих в наибольшей степени теми свойствами, которые необходимы для определенных условий эксплуатации.

Стали для молотовых штампов. Молотовые штампы имеют большие размеры, работают с ударными нагрузками при относительно невысоком нагреве поверхности (400–500 °С). Для изготовления этих штампов используют низколегированные стали высокой прокаливаемости с повышенной ударной вязкостью и разгаростойкостью (см. табл. 18.1). Среди легирующих элементов они содержат молибден или вольфрам, необходимые для предупреждения отпускной хрупкости второго рода, которую в больших сечениях нельзя устранить быстрым охлаждением.

Сталь 5ХНМ — лучшая в этой группе. Из-за высокой прокаливаемости ее применяют для изготовления крупных (наибольшая сторона призматических заготовок 400–500 мм) штампов сложной формы. После закалки и отпуска при 550 °С ее механические свойства при температуре 20 °С составляют $\sigma_B = 1200 \div 1300$ МПа; $\delta = 10 \div 13\%$; $KCU = 0,4 \div 0,5$ МДж/м². Сталь сохраняет достаточно высокие механические свойства ($\sigma_B = 900$; $\sigma_{0,2} = 650$ МПа) до температуры 500 °С.

Стали 5ХГМ и 5ХНВС при одинаковой со сталью 5ХНМ прокаливаемостью уступают ей в вязкости. Они

ставляет собой отцию. После изотермической и механической обработки под закалку до 820–850 °С сыпки и обмазки для предотвращения окисления и обезуглероживания время нагрева при закалке 20–25 ч. Для снижения напряжений небольшие штампы выдерживают на воздухе, а крупные — стуживания до 750 °С способом прерывистой выдержки с последующим охлаждением в печь для отпуска.

Небольшие штампы после формирования формируемый металл подвергает и упрочняет закалкой при 480–520 °С, добиваясь твердости (HRC 40–45). Поскольку механические свойства такой твердости штампа нарезают детали и ботки.

Средние штампы после формирования требуются повышенной вязкости, отпускают при 550 °С, получают низкую твердость (HRC 30–35). Их изготавливают по стандартной технологии: обработка, закалка, отпуск, водка.

Крупные штампы требуют иметь повышенную вязкость.

¹ Исключение составляют штампы, которые из-за большого сечения после охлаждения водовоздушной средой

стойкость. При тяжелых условиях работы применяют комплексно-легированные стали: 3X2B8Ф, 4X2B5MФ, 4X5B2ФС и др. (см. табл. 18.1), которые по составу и видам превращений при термической обработке сходны с быстрорежущими сталями. В отличие от последних они содержат меньше избыточных карбидов типа $M_{23}C_6$ и M_6C и являются заэвтектоидными. Для повышения теплостойкости их закаливают с высоких температур ($1025-1125^\circ\text{C}$). Отпуск в интервале температур $500-580^\circ\text{C}$ вызывает, как и в быстрорежущих сталях, дисперсионное твердение мартенсита и явление вторичной твердости.

Для повышения вязкости отпуск ведут при более высоких температурах ($600-650^\circ\text{C}$) на структуру троостита и твердость $HRC\ 45-50$.

При такой твердости стали имеют $\sigma_b = 1500 \div 1800$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1350 \div 1650$ МПа; $KCU = 0,2 \div 0,55$ МДж/м².

Стали 3X2B8Ф, 4X2B5MФ с высоким содержанием вольфрама характеризуются повышенной теплостойкостью. Они сохраняют твердость $HRC \geq 45$ и предел текучести $\sigma_{0,2} \approx 1000$ МПа до температуры $650-670^\circ\text{C}$. Стали предназначены для изготовления тяжелонагруженных инструментов, работающих с разогревом поверхности до 700°C .

Рассмотренные также для изготовления под давлением в жестких условиях, связанным с нагревом и окислительным воздействием на металл. Для изготовления медных сплавов применяют стали с высокой прочностью; для легированных и магниевых сталей ($t_{пл} \approx 500 \div 650^\circ\text{C}$) — с высокой разгаростойкостью. Для изготовления высокопрочных сталей также применяют также мартенситные стали (см. гл. 8).

Для пресс-форм, работающих в тепловом отношении, используют стали 4XB2C, X12, 7X3 и высокопрочную сталь 30X3M2. Для изготовления высокопрочных сталей 40X, 30XГС и др. применяют закалку с последующим снятием работоспособности. Для штампов подвергают закалке с последующим азотированием. Азотирование повышает твердость и жаропрочность стали против истирания в жидких средах. Для этого на детали используют стали 3X2B8Ф и др. Стали подвергают формированию в виде тонкой слой толщиной около $0,1-0,2$ мм.

Для штампов, работающих в жестких условиях, применяют азотирование.

Материал	5—300 мм или 1 т чу- гунных от- ливок, руб	Материал
Конструкционная сталь		Чугун
Углеродистая обыкновенного ка- чества:		Литейный (в чу- гунных отливках) Серый (в отливках) СЧ 10—СЧ 45
кипящая Ст1кп — Ст4кп	162—106	Высокопрочный кач) ВЧ 38
спокойная Ст1сп — Ст6сп	179—125	120—2
Углеродистая качественная (10; 15; 20—75)	230—133	Ковкий (в отливках) КЧ 30—6—КЧ 30
Автоматная		Инструментальная
А12; А20; А30; А40Г	202—131	Углеродистая У
А35Е; А45Е	278—203	Низколегированная 9ХС; ХВГ; 5ХГ
АС14; АС40; АС45Г2; АС30ХМ	337—167	Высоколегированная (Х12Ф1; Х12М1)
Хромистая:		Быстрорежущая: Р6М5
15Х; 20Х; 40Х; 50Х	205—141	Р9К10
12Х13—40Х13; 15Х28	682—386	Р18
Хромомарганцевая (18ХГТ; 30ХГТ; 20ХГР и др.)	317—146	Р18К5Ф2
Хромомолибденовая и хромована- диевая (15ХМ; 30ХМ; 40ХМФА; 60ХФА и др.)	405—178	Р12Ф2К8МВ
Хромоникелевая (20ХН; 12ХН3А; 2ХН3А и др.)	391—197	
Хромоникельмолибденовая (20ХН2М; 18Х2Н4МА; 40ХН2МА)	593—272	
Шарикоподшипниковая ШХ15	340—207	
Аустенитная:		
12Х18Н10Т	1130—934	
20Х25Н20С2	1560—1350	
120Г13	784—198	

Примечания:
1. Размеры даны в мм, масса
примерно вдвое
круглого сечения.
2. Мелкие чу-
гунные отливки.

V	43—218
Mo	20,5—30,2(145—400)**
W	22,4—23(107)**
Ta	535
Zr	27

с цирконием и неод.
 На основе никеля:
 ХН70Ю
 ХН78Т
 ХН55ВМТКЮ
 На основе олова и св.

Б88
 Б83
 Б16
 БН
 БК2

* В скобках указана цена наиболее чистого металла.
 ** В скобках приведена цена монокристаллов.

фторопласты	9000—11000*	оконное
полиимидная пленка	265—560***	безосколочное, трехслойное
Терморезистивные пластмассы:		оптическое
фенолоформальдегидные:		Стекловолоконное и
массы прессовочные	490—710	ти:
(с порошковым наполнителем)		моноволокно
волокниты	660—3490	крученые нити
текстолиты	2400—9840	стеклоткани

* Цена 1 т фторопласта 4МБ — 32 000—50 000 руб.

** Цена за 1 м².

*** Цена заготовки за 1 кг.

2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 583 с.
3. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
4. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов. М.: Металлургия, 1976. 472 с.
5. Журавлев В. Н., Николаева О. И. Машиностроительные стали. Справочник. М.: Машиностроение, 1981. 391 с.
6. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. 350 с.
7. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 455 с.
8. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 415 с.
9. Композиционные материалы/И. Н. Фридляндер, М. Х. Шоршоров, К. И. Портной и др.; Под ред. А. И. Манохина. М.: Наука, 1981. 292 с.
10. Композиционные материалы ядерных реакторов/Н. М. Бескоровайный, Ю. С. Беломытцев, М. Д. Абрамович и др.; Под ред. Н. М. Бескоровайного. М.: Атомиздат, 1972. 252 с.
11. Крапухин В. В., Соколов Н. А., Кузнецов Г. Д. Физико-химические основы технологии полупроводниковых материалов. М.: Металлургия, 1982. 351 с.
12. Лахтин Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 252 с.
13. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Металловедение. М.: Машиностроение, 1980. 493 с.
14. Материалы для авиационного приборостроения и конструкций/Под ред. А. Ф. Белова. М.: Металлургия, 1982. 400 с.
15. Обработка сталей. Справочник/Под ред. Штейна, А. Г. Рахштадт, 1983, т. II. 365 с.
17. Новиков И. И. Материалы для обработки металлов. М.: Металлургия, 1976. 391 с.
18. Новиков И. И. Деформация и строение металлов. М.: Металлургия, 1983. 232 с.
19. Пастухова Ж. П. Жидкие металлы и сплавы цветных металлов. М.: Металлургия, 1983. 364 с.
20. Постников В. С. Материалы для долгого существования. М.: Металлургия, 1975. 455 с.
21. Преображенский В. И. Материалы и элементы. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
22. Промышленные материалы. Металлы, сплавы, соединения. М.: Металлургия, 1983. 364 с.
23. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
24. Промышленные материалы. Металлы, сплавы, соединения. М.: Металлургия, 1983. 364 с.
25. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
26. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
27. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
28. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
29. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
30. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
31. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
32. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
33. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
34. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
35. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
36. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
37. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
38. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
39. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
40. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
41. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
42. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
43. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
44. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
45. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
46. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
47. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
48. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
49. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
50. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
51. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
52. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
53. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
54. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
55. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
56. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
57. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
58. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
59. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
60. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
61. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
62. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
63. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
64. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
65. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
66. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
67. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
68. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
69. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
70. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
71. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
72. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
73. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
74. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
75. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
76. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
77. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
78. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
79. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
80. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
81. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
82. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
83. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
84. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
85. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
86. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
87. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
88. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
89. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
90. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
91. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
92. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
93. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
94. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
95. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
96. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
97. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
98. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
99. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.
100. Прочность материалов. М.: Металлургия, 1976. 334 с.

Алитирование 118
Алмаз 55
Алюминий 207, 273
Альсифер 313

Антифрикционность 1
Аррениуса зависимость
Атом межузельный 26
Аустенит 55

Б

Баббиты 195
Бейнит 91, 96
Бериллий 243
Бороволокниты 261
Борсик 256
Бриджмена метод 43

Бронзы 177, 182
— алюминиевые 182
— кремнистые 184
— оловянные 180
Бюргерса вектор 27

В

Вакансия 26
Ван-дер-Ваальса связь 14
Видманштеттова структура 97
Возврат 74

Волокниты 229
Выносливость 130, 27
Вязкость ударная 68,

Г

Гейслера сплавы 23
Гетинакс 229, 230
Гинье-Престона зоны 87
Гистерезис температурный 37

Гомогенизация 84
Границы большеугловые
— малоугловые 29
Графит 55, 294

Д

Дендрит 41
Дефекты:
линейные 27
поверхностные 29

точечные 26
упаковки 29
Деформация:
двойникованием 68

Жаропрочность 284
Жаростойкость 278, 280

Железо техническое 58
Живучесть 132

З

Закаливаемость сталей 104
Закалка 80
— в двух средах 102
— изотермическая 103
— сталей 100
— ступенчатая 102

Зародыш кристаллизации
Зерно 9
Зона валентная 332
— запрещенная 333, 343
— проводимости 332
Зоны Гинье-Престона
зоны

И

Излом 128—130
Изнашивание 133, 185
— абразивное 185
— адгезионное 185
— гидро- и газоабразивное 185
— кавитационное 185
— окислительное 185
— усталостное 185
— эрозионное 185

Износостойкость 133
Инвар 298, 327
Индексы кристаллограф
Интрузия 132
Ирвина критерий 127
Источник Франка-Ридла
источник

К

Карбиды 62, 107
Карбоволокниты 263
Карбюризаторы 112
Керамика 36
Ковар 328
Константан 342
Концентраторы напряжения 133

Коррозия:
кавитационная 271
контактная 271
межкристаллитная 271
точечная 271
электрохимическая 261
Коттрелла атмосфера 271

Лавеса фазы 25
Латунь, 177, 178
Легирование сталей 151
— полупроводников 350
Ледебурит 57

Ликвация гравитационная
— зональная 43
Линия ликвидус 47
— солидус 47

М

Магний 218
Магнитострикция 326
Макроликвация 49
Макроструктура 9
Манганин 342
Маркировка сталей 148
Мартенсит 93
Материалы:
 антифрикционные 194, 196
 жаропрочные 287
 керамические 295
 композиционные 137
 — волокнистые 250, 253
 — дисперсно-упрочненные 250
 — на металлической основе 265
 — на неметаллической основе 261
 сверхтвердые 368
 фрикционные 199
Матрица 138
Медь 175, 336

Металлы:
 аморфные 44
 коррозионно-стойкие
 непассивирующиеся
 пассивирующиеся 27
 тугоплавкие 292
Методы легирования
— получения сверхчистых
 вытягивания из рафинированной
 зональной очистки 34
 направленной кристаллизации
 химические 346
 эпитаксии 349
Механизм пластического
Механострикция 329
Микроликвация 49
Микроструктура 6
Минералы 199
Модификация 17
Модифицирование 41
Молекулы линейные 3
Монокристалл 13, 43

Н

Надежность 126
Наклеп 67
Намагничивание 305, 306
Наполнители 223

Нитроцементация 117
Нихром 343
Нормализация сталей

Парапроцесс 306
Переплав:
 вакуумно-дуговой 137
 электронно-лучевой 137
 электрошлаковый 137
Период решетки 10
Перлит 57, 93
Пермаллой 310
Плавление 37
Пластификаторы 224
Пластичность 66, 67
— технологическая 167
Пластмасса 223
Платинит 328
Пленка эпитаксиальная 350
Плоскость скольжения 10
Плотность дислокаций 28
Покрyтия коррозионно-стойкие:
 анодные 277
 катодные 277
Ползучесть 284
Полиамиды 197
Полигонизация 75
Поликристаллы 13
Полимеры:
 нерегулярные 33
 регулярные 33
 термопластичные 32
 терморективные 32
Полиморфизм 17

Разгаростойкость 371
Растворы твердые внедрения 23
— — замещения 21
Растрескивание коррозионное 272
Реактопласты 227
Рекомбинация 345

— дырочные 345
— электронные 345
Поляризация диэлектриков
Поляризуемость 270
Порог хладноломкости
Потенциал электродный
Правило Гиббса 47
— отрезков 49
Превращение:
 мартенситное 91, 93
 перитектическое 57
 эвтектическое 57
 эвтектоидное 57
Предел длительной прочности
— ползучести 285
— текучести 67
— упругости 67
Примеси в стали 142
— акцепторные 345
— донорные 345
— случайные 143
Припой 338
Проводимость примесная
— собственная 344
Проводники 332
Прокаливаемость сталей
Прочность конструкции
— — критерии 134
— теоретическая 28, 69
— циклическая 131
Пьезоэлектрики 359

Р

Рекристаллизация 74, 2
— первичная 76
— собирательная 76
Релаксация 201
Решетка кристаллическая

гексагональная 10
кубическая 10
моноклинная 10
ромбическая 10
ромбоэдрическая 10
тетрагональная 10
триклинная 10
Ситаллы 36
Скорость закалки критическая 94
Сопротивление временное 67
Сорбит 93
Состояние высокоэластичное 34
— вязкотекучее 34
— сверхпластичное 78
Сплавы алюминиевые:
гранулированные 216
деформируемые 209
литейные 213, 214
— бериллиевые 246
— магниевые:
деформируемые 220
литейные 222
— медные 175, 272
— перитектические 52
— спеченные 190, 366
— титановые:
деформируемые 239, 240
литейные 242

Сталь автоматная 165
— аустенитная 62, 290
— быстрорежущая 36
— для зубчатых колес
— легированная 148
— мартенситная 290
— мартенситно-старен
— перлитная 288
— подшипниковая 191
— рессорно-пружинная
— углеродистая 146
— хладостойкая 297
— хромоникелевая 275
— ферритная 63
Старение 80
Стекло 35
— структура 35
Стекловолокниты 261,
Степень деформации к
Стойкость радиационн
Структура:
видманштеттова См
структура
тонкая 6
транскристаллическа
Субзерно 29
Сфероидизация 99

Т

Титан 232
Текстолит 230
Текстура деформации 72
— рекристаллизации 77
Температура кристаллизации 34
— разложения 34
— рекристаллизации 75
— стеклования 34

— текучести 34
Теплостойкость 101, 3
Термопласты 224
Технологичность мате
Точки критические 46
Трещиностойкость 12
Трипстали 158
Троостит 93

с ионно-ковалентной связью 24
электронные 25
Фактор размерный 21

Флокены 143
Франка-Рида источник 70

Х

Хладноломкость 295
Холла-Петча уравнение 135

Хромирование 118
Хромаль 343
Хромко 324

Ц

Цементация 116
— сталей 111
Цементит 55
— вторичный 56

— первичный 56
— третичный 56
Центр кристаллизации 38

Ч

Частицы элементарные 6
Число координационное 10
Чохральского метод 44
Чугуны 57
— белые 57

— высокопрочные 173
— ковкие 174
— серые 169
— — перлитные 173
— — ферритно-перлитные
— — ферритные 173

Э

Эвтектика 51
Эвтектика-ледебурит 57
Эвтектоид 54
Эвтектоид-перлит 57

Экструзия 132
Элементы легирующие 6
Эпитаксия 349

Я

Ячейка:
гранцентрированная 10

объемно-центрированная
элементарная 19

Учебник

Борис Николаевич Арзамасов,
Иван Иванович Сидорин,
Георгий Федорович Косолапов и др.

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Редактор **О. И. Скворцова**
Художественный редактор **Е. А. Ильин**
Оформление художника **Е. А. Ильина**
Технический редактор **Л. А. Макарова**
Корректоры **А. П. Свзова** и **Л. Е. Солюшкина**

ИБ № 4474

Сдано в набор 10.07.85. Подписано в печать 27.01.86.
Т-04850. Формат 70×100¹/₁₆. Бумага офсетная.
Гарнитура таймс. Печать офсетная. Усл. печ. л.
30,96. Усл. кр.-отт. 82,56. Уч.-изд. л. 32,0. Тираж
100000 экз. Заказ 13. Цена 1 р. 60 к.

Ордена Трудового Красного Знамени издательство
«Машиностроение», 107076, Москва, Стромьинский
пер., 4

Ордена Октябрьской Революции, ордена Трудового
Красного Знамени Ленинградское производственно-
техническое объединение «Печатный Двор» им.
А. М. Горького Союзполиграфпрома при
Государственном комитете СССР по делам
издательств, полиграфии и книжной торговли.
197136, Ленинград, П-136, Чкаловский пр., 15.