

20.2 (075)
-89
Министерство высшего и среднего специального образования РСФСР
Северо-Западный заочный политехнический институт

Б. И. БРУК

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*Утверждено редакционно-издательским советом института
в качестве учебного пособия*

1249792
ФБ 1984

Ленинград
1984

УДК 669.017(0.7)

Брук Б. И. Закономерности формирования структуры и свойств кристаллических материалов: Учеб. пособие. — Л.: СЗПИ, 1984, 78 с., 58 ил., 2 табл. Библиогр. 11.

В учебном пособии рассмотрены вопросы кристаллического строения и кристаллизации металлов, современные представления об изменении структуры и свойств металлов при пластической деформации и последующем нагреве, а также основные закономерности развития у металлов склонности к вязкому и хрупкому разрушению.

Пособие предназначено для студентов машиностроительных и механических специальностей, обучающихся без отрыва от производства.

Рецензенты: кафедра материаловедения ЛИТМО (зав. кафедрой Л. И. Васильев, канд. физ.-мат. наук, доц.); кафедра материаловедения и технологии металлов ЛТИХП (зав. кафедрой Ю. П. Солянцева, д-р техн. наук, проф.).

ПРЕДИСЛОВИЕ

Настоящее учебное пособие предназначено для изучения разделов курса «Материаловедение» студентами машиностроительных и механических специальностей, обучающимися без отрыва от производства (специальности 0501, 0504, 0510, 0513, 0523, 0531, 1609). Учебное пособие написано на основе учебной программы по материаловедению, утвержденной Учебно-методическим управлением по высшему образованию Министерства высшего и среднего специального образования СССР. Оно включает в себя разделы «Кристаллическое строение металлов», «Кристаллизация металлов», «Изменение строения и свойств металлов при пластической деформации и последующем нагреве», «Разрушение металлов».

При построении учебного пособия первоочередное внимание было обращено на доступность изложенного в нем учебного материала для самостоятельного изучения студентами заочной и вечерней форм обучения.

Приведенные в конце каждой главы вопросы для самопроверки охватывают основную часть изложенного в учебном пособии материала. Каждый вопрос снабжен ссылкой на параграф, в котором этот вопрос рассмотрен. Это должно облегчить студенту повторную проработку конкретного учебного материала в случае недостаточно полного его усвоения после первой проработки.

ВВЕДЕНИЕ

Металловедение — это наука, изучающая взаимосвязь между составом, строением, свойствами металлов и сплавов и устанавливающая закономерности изменения их строения и свойств под влиянием тепловых, механических, химических и иных внешних воздействий.

Основными задачами металловедения являются: разработка новых способов термического, механического и химического воздействия на металлы и сплавы, обеспечивающих повышение их эксплуатационных свойств, и создание новых сплавов, обладающих специальными свойствами.

Основоположниками металловедения как науки явились выдающиеся русские ученые Д. К. Чернов и П. П. Амосов. Инженер Златоустовского оружейного завода П. П. Амосов в 1831 году впервые в мире применил микроскоп для исследова-

дования строения металлов и сплавов. С именем Д. К. Чернова, выдающегося ученого-металлурга, работавшего на Обуховском заводе (ныне завод «Большевик»), связано открытие критических точек стали (1868 г.), установление основных законов кристаллизации металлов (1878 г.), открытие и исследование важнейших закономерностей пластической деформации металлов (1884 г.). Эти научные открытия и исследования сохраняют свое первостепенное значение до наших дней.

Дальнейшее развитие научного металловедения неразрывно связано с именами отечественных ученых: Н. С. Курнакова, А. А. Байкова, Н. Т. Гудцова, С. С. Штейнберга, А. А. Бочвара, Г. В. Курдюмова, В. Д. Садовского, С. Т. Кнобеевского, С. Т. Кишкина, А. С. Завьялова, А. П. Гуляева, Ю. М. Лахтина. Большой вклад в развитие металловедения внесли зарубежные ученые: Осмонд, Сорби, Мартенс, Бейн, Котрелл, Зейтц.

Непрерывный рост уровня современной техники, бурное развитие космических исследований, атомной энергетики, электроники — все это требует коренного усовершенствования существующих способов обработки металлов и сплавов, создания металлов особой чистоты и новых материалов, удовлетворяющих самым разнообразным требованиям.

Это имеет важное значение в общем комплексе задач по осуществлению научно-технической революции, по созданию материально-технической базы коммунизма в СССР. С решением этих задач и связано дальнейшее развитие современного научного металловедения.

Глава I. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

§ 1. Свойства металлов как следствие особенностей междуатомной связи

Характерными признаками элементов, называемых металлами, являются высокая электро- и теплопроводность, пластичность и специфический блеск. Число таких элементов близко к восьмидесяти.

Общность свойств металлов обусловлена особым типом связи между их атомами. Внешние (валентные) электроны атомов металлов, в отличие от атомов неметаллических элементов, слабо связаны с ядром. Поэтому в металлах атомы легко теряют валентные электроны, превращаясь, тем самым,

в положительно заряженные ионы. Освободившиеся электроны образуют так называемый электронный газ, который относительно свободно перемещается между ионами. Электростатическое притяжение между отрицательно заряженным электронным газом и положительно заряженными ионами и определяет так называемый металлический тип связи.

Металлическая межуатомная связь, в отличие от других типов межуатомной связи, не имеет направленного характера. Электроны, образующие электронный газ, не связаны с отдельными атомами, а принадлежат в одинаковой степени всем атомам. Вследствие этого электроны могут перемещаться внутри металла, не нарушая межуатомной связи.

Особенностями металлической межуатомной связи и можно объяснить характерные для металлов свойства, которые были перечислены выше. Высокая электропроводность металлов объясняется возможностью ускорения свободных электронов под воздействием электрического поля. Высокая теплопроводность обусловлена участием свободных электронов, наряду с ионами и нейтральными атомами, в передаче тепловой энергии.

Способность металла к пластической деформации обусловлена тем, что благодаря ненаправленному характеру связи приложение внешних сил приводит не к разрыву связи между атомами, а лишь к их взаимному относительно смещению (рис. 1). При новом расположении атомов (ионов)

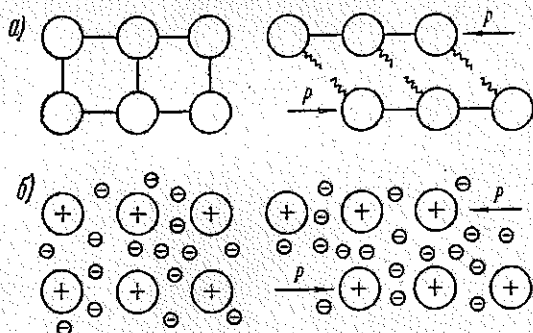


Рис. 1. Смещение атомов под воздействием внешних сил при неметаллическом (а) и металлическом (б) характере межуатомной связи (схема). Слева — до приложения внешних сил; справа — после приложения силы P .

характер связи между ними остается таким же, как и при старом.

Наличие у металлов характерного «металлического» блеска является следствием взаимодействия электромагнитных световых волн со свободными электронами.

§ 2. Кристаллические решетки металлов

Вещества, в которых атомы расположены беспорядочно, называются аморфными. Примером аморфного тела является стекло.

Металлы имеют в твердом состоянии кристаллическое строение. Оно характеризуется закономерным, периодически повторяющимся расположением атомов в пространстве, которое можно представить в виде пространственной кристаллической решетки. Условно она изображается в виде прямых линий, точки пересечения которых, называемые узлами решетки, являются местами расположения атомов (рис. 2).¹

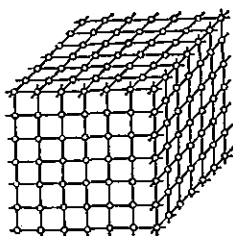


Рис. 2. Пространственная кристаллическая решетка.

Для установления порядка взаимного расположения атомов в решетке нет необходимости изображать несколько периодически повторяющихся объемов, как это сделано на рис. 2. Достаточно изобразить элементарную ячейку — наименьшую часть решетки, дающую полное представление о пространственном расположении атомов в данном кристаллическом веществе.

На рис. 3, а показана элементарная ячейка простой кубической решетки. Ячейка образована восемью атомами, расположенными в вершинах куба. Расстояние a между центрами атомов, находящихся в соседних узлах решетки, называется параметром, или периодом решетки. У большинства металлов параметр решетки находится в пределах $(2-6)10^{-8}$ см.

Важной характеристикой кристаллической решетки является ее компактность, т. е. плотность заполнения атомами. Если предположить, что решетка построена из соприкасаю-

¹ Как мы знаем, в металле существуют не атомы, а ионы. Поэтому, пользуясь названием «атомы», будем помнить, что применительно к металлам оно является условным.

щихся между собой жестких шаров (рис. 3, б), то легко видеть, что наряду с объемами, заполненными этими шарами, в решетке остается некоторое свободное пространство.

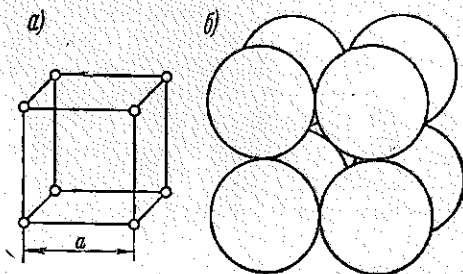


Рис. 3. Элементарная ячейка простой кубической решетки (а) и схема упаковки атомов в ней (б).

Компактность решетки может быть оценена так называемым коэффициентом компактности — отношением суммарного объема атомов, входящих в ячейку, к объему ячейки. Коэффициент компактности q , как следует из его определения, выражается формулой

$$q = 4\pi R^3 n / 3V_a, \quad (1)$$

где R — радиус атома (иона);

n — число атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку;

V_a — объем элементарной ячейки.

Определим коэффициент компактности простой кубической ячейки, изображенной на рис. 3. Для этой ячейки величина n , т. е. число атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку, равно единице, а не восьми, как может показаться на первый взгляд. В самом деле, поскольку каждый из восьми атомов в вершинах куба (например, атом A на рис. 4) принадлежит одновременно восьми смежным ячейкам, то на одну ячейку приходится лишь $1/8$ часть от каждого атома, а от всех восьми атомов — $1/8 \times 8 = 1$.

Параметр решетки a и радиус атома R связаны между собой простой зависимостью

$$a = 2R.$$

Отсюда $V_a = a^3 = 8R^3$.

Следовательно,

$$q = \frac{4\pi R^3 \cdot 1}{3 \cdot 8 \cdot R^3} = \pi/6 = 0,52.$$

Итак, мы видим, что простая кубическая решетка заполнена атомами немногим больше, чем наполовину, т. е. имеет невысокую компактность.

Наряду с коэффициентом компактности плотность упаковки атомов в решетке характеризуется так называемым координационным числом, которое показывает, сколько равноудаленных ближайших соседей имеет каждый атом в кристаллической решетке. Как следует из рис. 4, у простой

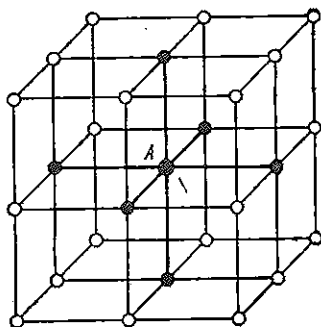


Рис. 4. Схема, поясняющая определение числа атомов, приходящихся на одну ячейку, и координационного числа в простой кубической решетке.

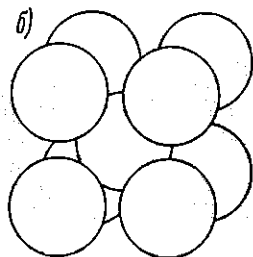
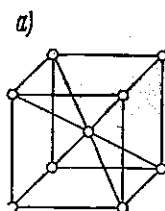


Рис. 5. Элементарная ячейка объемно центрированной кубической решетки (а) и схема упаковки атомов в ней (б).

кубической решетки это число равно шести. Поэтому для нее принято условное обозначение К6 (К — кубическая, 6 — координационное число).

Простая кубическая решетка К6, отличающаяся низкой компактностью, металлам не свойственна. Атомы в металлах, благодаря ненаправленному характеру связи, стремятся к наиболее плотной упаковке. Поэтому для металлов характерны следующие более компактные кристаллические решетки: объемно центрированная кубическая, гранецентрированная кубическая и гексагональная плотноупакованная.

Элементарная ячейка объемно центрированной кубической решетки (ОЦК) изображена на рис. 5, а, а схема упаковки атомов в ней — на рис. 5, б. Эта ячейка, в отличие от ячейки

решетки К6, имеет дополнительно один атом в центре. Величина n , т. е. число атомов на одну ячейку, составляет два, поскольку к одному атому, представляющему атомы в вершинах куба, добавляется центральный атом, целиком принадлежащий данной ячейке: $\frac{1}{8} \times 8 + 1 = 2$.

Определим для решетки ОЦК коэффициент компактности. Связь между параметром решетки a и радиусом атома R легко определить, если учесть, что атомы соприкасаются по диагонали куба (см. рис. 5, б). Так как длина этой диагонали $a\sqrt{3}$, а число атомных радиусов, уместяющихся на ней, равно 4, то $a = 4R/\sqrt{3}$. Отсюда с помощью формулы (1) можно определить, что коэффициент компактности $q_{\text{оцк}} = 0,68$. Как видим, решетка ОЦК значительно более компактна, чем простая кубическая решетка.

Координационное число решетки ОЦК равно восьми. Приняв за начало отсчета центральный атом, мы видим, что от него равноудалены все восемь атомов, расположенные в вершинах куба. Поэтому такую решетку обозначают К8.

В элементарной ячейке гранецентрированной кубической решетки (ГЦК) имеется, наряду с восемью атомами в вершинах куба, по одному атому в центре каждой из шести граней (рис. 6, а). Очевидно, что на одну ячейку здесь при-

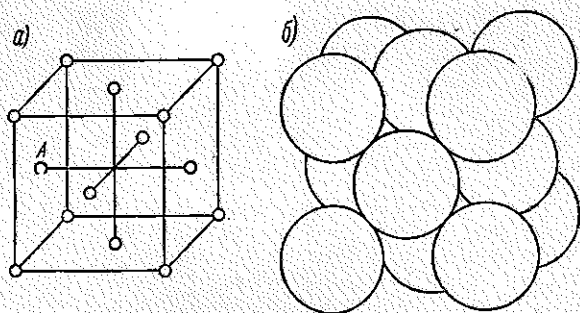


Рис. 6. Элементарная ячейка гранецентрированной кубической решетки (а) и схема упаковки атомов в ней (б).

ходит четыре атома: один — от восьми атомов в вершинах куба и три — от шести атомов в центрах граней, поскольку каждый из этих шести атомов принадлежит одновременно двум смежным ячейкам: $\frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 6 = 4$.

Определим коэффициент компактности. Поскольку атомы соприкасаются между собой по диагонали грани (рис. 6, б), то соотношение между параметром решетки и радиусом атома определяется из выражения $a\sqrt{2}=4R$ или $a=4R/\sqrt{2}$. Отсюда, пользуясь формулой (1), определяем, что $q_{\text{ГЦК}}=0,74$.

Итак, решетка ГЦК более компактна, чем ОЦК. Это же подтверждается и ее координационным числом. Определим его, приняв за начало отсчета один из атомов в середине грани, например, атом A). На ближайшем равном расстоянии от него $(a\sqrt{2})/2$ находятся двенадцать атомов: четыре в ближайших вершинах куба и по четыре в центрах четырех смежных граней, расположенных справа и слева от атома A (последние 4 атома на рис. 6, а не показаны). В соответствии с координационным числом решетку ГЦК обозначают К12.

Элементарная ячейка гексагональной плотноупакованной решетки (ГП) изображена на рис. 7, а. Число атомов, при-

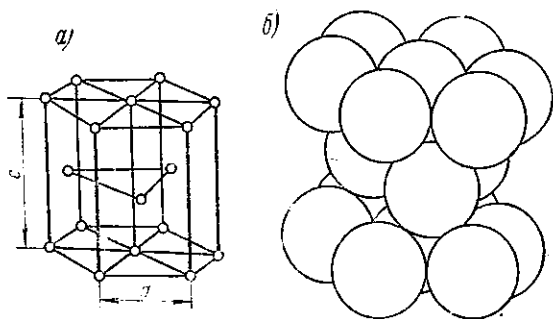


Рис. 7. Элементарная ячейка гексагональной плотноупакованной решетки (а) и схема упаковки атомов в ней (б).

ходящихся на одну ячейку, равно шести. В самом деле, каждый атом в вершинах призмы принадлежит шести ячейкам, каждый атом в центрах оснований — двум ячейкам, а три атома внутри ячейки принадлежат ей целиком: $\frac{1}{6} \times 12 + \frac{1}{2} \times 2 + 3 = 6$.

Нетрудно определить, что параметры решетки a и c связаны с радиусом атома следующими зависимостями: $a=2R$; $c=2R\sqrt{8/3}$.

Отсюда, пользуясь формулой (1), находим, что $q_{\text{ГП}} = 0,74$. Как видим, у решеток ГП и ГЦК коэффициенты компактности одинаковы.

Координационное число гексагональной решетки определим, приняв за начало отсчета атом в центре нижнего основания ячейки. На наименьшем равном расстоянии от него могут быть расположены двенадцать атомов: шесть — в вершинах основания, три — внутри ячейки над плоскостью основания и три — внутри смежной ячейки под этой плоскостью (последние три атома на рис. 7, а не показаны). Таким образом, решетку ГП можно обозначить Г12.

Следует лишь иметь в виду, что равноудаленность всех двенадцати указанных атомов от атома, расположенного в центре основания призмы, обеспечивается при соотношении параметров: $c/a = \sqrt{8/3} = 1,633$. Если же соотношение параметров сильно отличается от указанной величины, то координационное число станет равным не двенадцати, а шести (решетка Г6). Соответственно и коэффициент компактности такой решетки будет ниже 74%.

Типы кристаллических решеток, в которых кристаллизуются важнейшие металлы, приведены в табл. 1¹.

Таблица 1

Типы кристаллических решеток важнейших металлов	
А. Металлы с неизменяющимся типом решетки	
Тип решетки	Металлы
ОЦК	Na, K, V, Nb, Cr, Mo, W
ГЦК	Cu, Ag, Au, Al, Pb, Ni, Pt
Гексагональная	Be, Mg, Zn, Cd
Б. Металлы с изменяющимся типом решетки	
Металлы	Типы решеток и температуры превращения
Ca	ГЦК $\leftarrow 450^{\circ} \rightarrow$ ГП
Ti	ГП $\leftarrow 882^{\circ} \rightarrow$ ОЦК
Zr	ГП $\leftarrow 862^{\circ} \rightarrow$ ОЦК
Fe	ОЦК $\leftarrow 910^{\circ} \rightarrow$ ГЦК $\leftarrow 1390^{\circ} \rightarrow$ ОЦК
Co	ГП $\leftarrow 477^{\circ} \rightarrow$ ГЦК

¹ Наличие у некоторых металлов кристаллической решетки двух типов обусловлено так называемым полиморфизмом этих металлов (см. § 3).

Общность кристаллического строения металлов обуславливает и общность некоторых свойств. В частности, металлы, кристаллизующиеся в гексагональной и ОЦК-решетках, имеют значительно большую склонность к хрупким разрушениям, чем металлы, кристаллизующиеся в ГЦК-решетке. Так, хром, вольфрам, молибден, ниобий (ОЦК-решетка), а также магний, цинк, кадмий (гексагональная решетка) являются в обычных условиях хрупкими, или малопластичными металлами. Вместе с тем, алюминий, медь, никель, серебро, золото, платина, свинец (ГЦК-решетка) обладают весьма высокой пластичностью.

Зная тип и параметр кристаллической решетки, нетрудно определить теоретическую плотность металла, т. е. плотность без учета пор, посторонних примесей и несовершенств строения самой решетки. Она вычисляется как отношение массы одной элементарной ячейки к ее объему. Для металлов с кубической решеткой это отношение выражается формулой

$$\rho_{\text{куб}} = nAm/a^3 \text{ [г/см}^3\text{]}, \quad (2)$$

а для металлов с гексагональной решеткой

$$\rho_{\text{гекс}} = nAm/\sqrt{2}a^2c\sqrt{3} \text{ [г/см}^3\text{]}, \quad (3)$$

где n — число атомов на одну элементарную ячейку;

A — атомный вес;

$m = (1,66 \cdot 10^{-24} \text{ г})$ — единица атомного веса;

a и c — параметры кристаллической решетки.

Определим, например, теоретическую плотность меди. Ее атомный вес 63,55, параметр решетки $3,607 \cdot 10^{-8}$ см. Для ГЦК-решетки, в которой кристаллизуется медь, $n = 4$. Следовательно, по формуле (2)

$$\rho_{\text{Cu}} = \frac{4 \cdot 63,55 \cdot 1,66 \cdot 10^{-24}}{3,607^3 \cdot 10^{-24}} = 8,99 \text{ [г/см}^3\text{]}.$$

§ 3. Полиморфизм металлов

Некоторые металлы при различных температурах существуют в различных кристаллических формах (модификациях). Как следует из табл. 1, у кобальта кристаллическая решетка при нагреве превращается из ГП в ГЦК, у титана — из ГП в ОЦК, у железа — из ОЦК в ГЦК, а затем вновь в ОЦК.

Существование вещества в различных кристаллических формах называется **полиморфизмом**, или **аллотропией**. Температура превращения одной кристаллической модификации в другую называется температурой полиморфного, или аллотропического превращения.

Полиморфизм обусловлен стремлением любой системы к состоянию с наименьшим уровнем свободной энергии.¹ С изменением температуры свободная энергия кристаллов, находящихся в различных модификациях, изменяется неодинаково. Поэтому в одной области температур наименьшую свободную энергию и, соответственно, наибольшую устойчивость может иметь одна кристаллическая модификация данного вещества, в другой — другая.²

Кристаллические модификации одного и того же металла обозначаются буквами греческого алфавита: α , β , γ и т. д., причем α обычно относится к модификации, устойчивой при наиболее низких температурах.

Переход одной кристаллической модификации в другую совершается при постоянной температуре и сопровождается выделением тепла при охлаждении и поглощением тепла при нагреве. Поэтому на кривой «температура — время» (рис. 8) полиморфному превращению отвечает горизонтальный участок (см. § 7).

Большое значение в технике имеет полиморфизм железа. На использовании этого явления основаны процессы термической обработки железных сплавов, изменяющие механические свойства сплавов в чрезвычайно широких пределах. Подробному рассмотрению этих процессов посвящены следующие разделы курса.

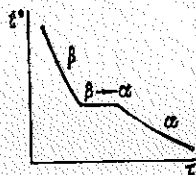


Рис. 8. Кривая охлаждения при полиморфном превращении.

§ 4. Анизотропия

Одним из проявлений кристаллического строения веществ является **анизотропия**, под которой понимается неодинаковость свойств кристаллов в различных направлениях. Различие свойств может быть очень большим. Например, у кристалла цинка коэффициент линейного расширения в двух взаимно перпендикулярных направлениях различается в че-

¹ Определение свободной энергии см. в § 7.

² Более подробному рассмотрению этого вопроса посвящен § 7.

тыре раза. Прочность кристалла железа в двух взаимно перпендикулярных направлениях различаются более, чем в два раза.

Зависимость от направлений в кристаллической решетке присуща и химическим свойствам металлов. Если, например, шар, выточенный из вольфрамового кристалла, погрузить в кислоту, то он постепенно приобретает многогранную форму из-за неодинаковой скорости растворения металла в различных направлениях.

В отличие от кристаллических тел аморфные тела являются изотропными: их свойства не зависят от направления.

Анизотропия кристаллов объясняется неодинаковой плотностью упаковки атомов в различных плоскостях и направлениях кристаллической решетки. Например, в ячейке ОЦК-

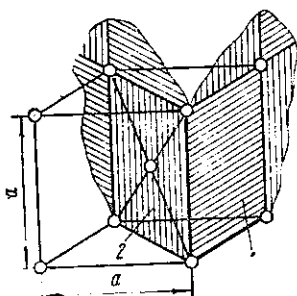


Рис. 9. Схема размещения атомов в двух плоскостях ОЦК-решетки.

решетки на грань 1 площадью a^2 (рис. 9) приходится один атом (поскольку каждый из четырех атомов, расположенных в вершинах грани, принадлежит в данной плоскости одновременно четырем аналогичным граням соседних ячеек). На диагональную же плоскость 2, имеющую площадь $a^2\sqrt{2}$, приходится два атома или один атом на площадь $(a^2\sqrt{2})/2$. Следовательно, в диагональной плоскости 2 плотность упаковки атомов больше, чем в плоскости 1, совпадающей с гранью куба.

Анизотропия свойственна одиночным кристаллам, или так называемым монокристаллам. Большинство же промышленных металлов имеет поликристаллическое строение, т. е. состоит из многочисленных кристаллитов, или зерен, кристаллическая решетка которых произвольно ориентирована в пространстве (рис. 10, а)¹. Каждое зерно в отдельности анизотропно, но в целом, из-за большого числа зерен, свойства данного поли-

¹ Кристаллиты (зерна) имеют, в отличие от монокристаллов, неправильную форму или огранку. Искажение их формы обусловлено тем, что на конечных стадиях затвердевания жидкого металла растущие кристаллы приходят в соприкосновение и, тем самым, мешают дальнейшему росту друг друга в свойственных им кристаллографических направлениях. Процесс образования зерен изображен схематически на рис. 20.

кристаллического металла получают усредненными в любом направлении. Эта кажущаяся независимость свойств от направления называется квазиизотропией (мнимой изотропией).

Однако и поликристаллический металл может стать анизотропным, если большинство его зерен приобретет приблизительно одинаковую ориентировку в пространстве, так называемую текстуру (рис. 10, б). Это явление наблюдается

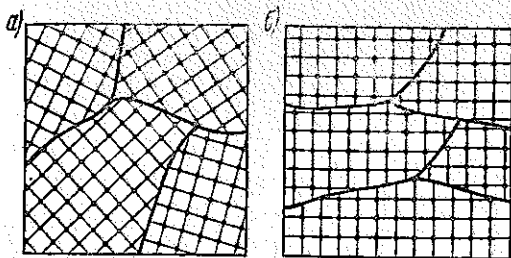


Рис. 10. Ориентация кристаллических решеток в зернах металла до пластической деформации (а) и после (б).

при холодной прокатке металла, протяжке проволоки и т. п. После такой обработки анизотропия проявляется в том, что свойства материала вдоль и поперек направления главной деформации оказываются неодинаковыми.

Анизотропия может играть как отрицательную, так и положительную роль. Например, при листовой штамповке анизотропия материала листа нежелательна, так как она способствует возникновению складок, волнистых кромок и других дефектов. При изготовлении же материалов с особыми магнитными свойствами анизотропию используют для получения оптимальных магнитных характеристик в заданном направлении.

§ 5. Несовершенства кристаллического строения металлов

Представление об абсолютно правильном строении кристаллической решетки, получаемом многократным повторением атомной группировки, изображаемой элементарной ячейкой, является идеализированным. В реальных металлических кристаллах имеется множество несовершенств (дефектов), нарушающих периодичность расположения атомов в пространстве. Эти несовершенства оказывают большое влияние на свойства металлических материалов.

Несовершенства кристаллического строения можно разделить на точечные, линейные и поверхностные. Дадим краткую характеристику каждому виду.

Точечные несовершенства

К числу точечных несовершенств относятся вакансии, дислоцированные атомы и атомы примесей. Под вакансиями понимают свободные (не занятые атомами) узлы кристаллической решетки (рис. 11, а).

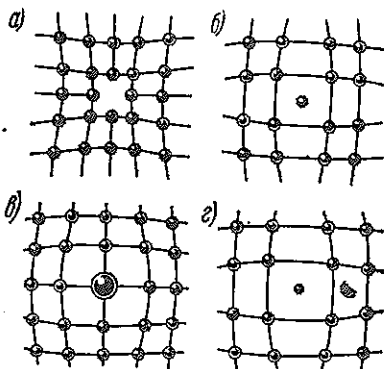


Рис. 11. Точечные несовершенства кристаллической решетки; а — вакансии; б — дислоцированные атомы; в, г — атомы примесей.

Образуются они в результате перехода атомов из узлов решетки на поверхность кристалла или (реже) в промежутки между узлами решетки (в междуузлия). Число вакансий в металле резко возрастает с повышением температуры, особенно вблизи температуры плавления.

Вакансии непрерывно перемещаются в кристаллической решетке. Переход атома из узла решетки на место расположенной рядом вакансии равносильно перемещению вакансии навстречу атому на одно междуатомное расстояние. Перемещение вакансий лежит в основе диффузионных процессов в металлах.

Дислоцированные атомы — это атомы, смещенные из узлов кристаллической решетки в междуузлия (рис. 11, б). На месте атома, покинувшего узел решетки, образуется вакансия. Так как энергия образования дислоцированных атомов значительно больше энергии образования вакансий, то концентрация дислоцированных атомов в металле неизмеримо меньше концентрации вакансий.

Атомы примесей — это атомы, принадлежащие другим элементам. Они могут занимать как узлы кристаллической решетки, так и междуузлия (рис. 11, в, г). Концентрация примесных атомов определяется степенью чистоты металла.

Под воздействием точечных несовершенств близлежащие атомы смещаются из своих равновесных положений. Происходит локальное изменение межуатомных расстояний, т. е. искажение кристаллической решетки. Это искажение повышает электросопротивление металла и несколько увеличивает его прочностные свойства.

Линейные несовершенства

Несовершенства этого вида характеризуются значительно большей протяженностью в одном измерении по сравнению с двумя другими. Важнейшими линейными несовершенствами являются дислокации.

Представление о дислокациях можно получить из рис. 12. На нем схематически изображен участок кристаллической решетки, на котором имеется одна лишняя атомная плоскость, так называемая экстраплоскость. Нижний край экстраплоскости (1—1) называется линией дислокации. Нарушение правильного строения решетки в зоне дислокации проявляется в том, что атомы, образующие линию дислокации, имеют меньше соседей, чем атомы в узлах решетки. Как следует из рис. 12, любой атом в нормальной плоскости решетки имеет в плоскости чертежа 8 ближайших соседей, а атом на линии дислокации — только 7. Кроме того, вблизи линии дислокации атомы смещены со своих мест, что вызывает искажение решетки и возникновение поля напряжений: выше края экстраплоскости решетка сжата, ниже — растянута.

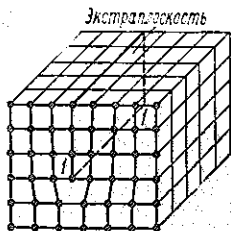


Рис. 12. Краевая дислокация.

Если экстраплоскость «вставлена в решетку» сверху (как на рис. 12), то дислокацию принято называть положительной, если снизу, то отрицательной. Вблизи разноименных дислокаций образуются, естественно, и разноименные поля напряжений.

Рассмотренные дислокации, образованные краем экстраплоскости, называются краевыми. Существуют также винтовые дислокации, образуемые в результате поворота одной

части кристалла относительно другой (рис. 13). Влияние дислокаций на сопротивляемость реальных кристаллических тел воздействию внешних сил рассмотрим на примере краевых дислокаций.

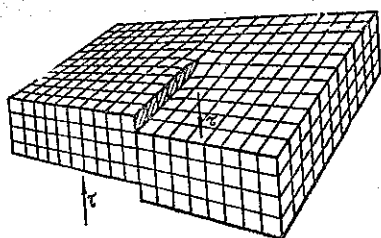


Рис. 13. Винтовая дислокация.

Долгое время не удавалось найти объяснение большому расхождению между теоретическими (расчетными) значениями прочности кристаллических тел и значениями прочности, получаемыми практически. Если предположить, что воздействие внешних сил на кристалл приводит к одновременному смещению одной части кристалла относительно другой, то требуемое по расчетам усилие, необходимое для такого смещения, получается на 2—3 порядка большим, чем фактически затрачиваемое усилие при пластической деформации металла. Так, пластическая деформация монокристалла алюминия начинается при касательном напряжении, равном примерно 1,5 МПа, тогда как наименьшая теоретически вычисленная величина этого напряжения составляет 900 МПа, т. е. в 600 раз больше.

Причина этого расхождения выяснилась после того, как было установлено, что деформация кристаллических тел совершается не путем одновременного смещения целых атомных плоскостей, а путем постепенного движения дислокаций. Переход дислокаций на одно межуатомное расстояние (рис. 14, а) сопряжен с затратой значительно меньшего уси-

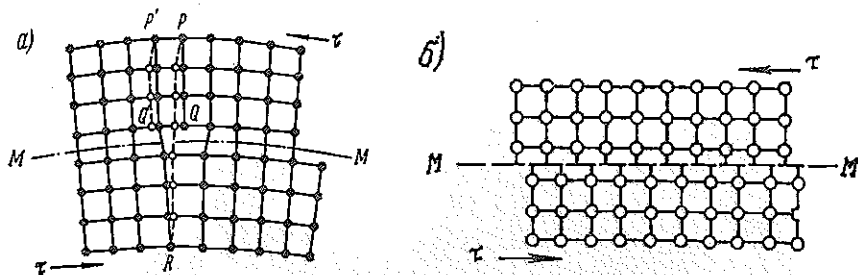


Рис. 14. Схема пластического сдвига: а — путем последовательного перемещения дислокации; б — путем смещения кристалла по всей плоскости скольжения.

лия, чем сдвиг одной части кристалла относительно другой в плоскости $M-M$ (рис. 14, б), так как первый процесс требует разрыва несравненно меньшего числа межуатомных связей, чем второй.

В самом деле, перемещение дислокации из положения PQ в положение $P'Q'$ совершается путем разрыва лишь одной вертикальной атомной плоскости $P'R$ по линии пересечения ее с плоскостью сдвига $M-M$. Затем нижняя часть разорванной плоскости $Q'R$ объединяется с экстраплоскостью PQ . Верхняя же часть разорванной плоскости $P'Q'$ превращается в новую экстраплоскость, смещенную на одно межуатомное расстояние влево от ее исходного положения. Соответственно на одно межуатомное расстояние смещается и дислокация.

Последовательное перемещение экстраплоскости от одной вертикальной атомной плоскости к другой и соответствующий этому перемещению пробег дислокации вдоль направления скольжения через весь кристалл приводит к относительному сдвигу двух частей кристалла на одно межуатомное расстояние. Из таких элементарных сдвигов, осуществляемых множеством дислокаций, и складывается процесс пластической деформации кристалла.

Важной характеристикой дислокационного строения металлов, оказывающей решающее влияние на их свойства, является плотность дислокаций. Под плотностью дислокаций ρ понимают суммарную длину дислокаций, см, приходящуюся на единицу объема кристалла (1 см^3). Размерность плотности дислокаций: $\text{см}/\text{см}^3$, или см^{-2} .

Для металлов, находящихся в равновесном состоянии, ρ находится в пределах $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$.

Так как постепенное перемещение дислокаций требует во много раз меньших усилий, чем одновременный сдвиг всей атомной плоскости, то, очевидно, получение бездислокационного кристалла должно привести к резкому повышению сопротивляемости его пластической деформации, т. е. к повышению реальной прочности.

В настоящее время такие бездислокационные кристаллы, прочность которых приближается к теоретической, удается получить лишь в виде очень тонких нитей (так называемых усов). Длина таких нитевидных кристаллов составляет несколько миллиметров, а диаметр не превышает 2—3 микрон. При увеличении диаметра нитевидных кристаллов в них образуются дислокации, что приводит к резкому падению прочности металла.

Нитевидные кристаллы нашли практическое применение в так называемых композиционных материалах. Эти материалы состоят из металлической или неметаллической пластичной матрицы, армированной нитевидными кристаллами. Прочность композиционных материалов достигает 5500 ... 6000 МПа при плотности всего 2—3 г/см³. Для сравнения укажем, что максимальная прочность применяемых на практике сплавов железа, плотность которых близка к 8 г/см³, не превышает 2500 ... 3000 МПа. Следовательно, по удельной прочности (отношению предела прочности к плотности) композиционные материалы в 6—8 раз превосходят сплавы железа.

Однако рассмотренные композиционные материалы находятся пока в стадии разработки и имеют ограниченное применение. На практике же применяются иные, более доступные способы повышения реальной прочности металлов. Они основаны не на уменьшении количества дислокаций, а на создании в кристаллической решетке дополнительных структурных несовершенств, затрудняющих распространение дислокаций. Такими несовершенствами могут быть: новые дислокации с отличными от существующих направлениями скольжения, границы зерен, группы растворенных примесных атомов, концентрирующиеся вблизи дислокаций (так называемые примесные облака или атмосферы), и т. п. Перечисленные структурные несовершенства, тормозя перемещение дислокаций, повышают, тем самым, сопротивляемость металла пластической деформации, т. е. повышают его прочность.

Создание препятствий движению дислокаций достигается введением в кристаллическую решетку атомов других элементов (легированием), а также особыми способами обработки металлов — наклепом, термической или термомеханической обработкой. Эти способы упрочнения металлов рассматриваются в последующих разделах курса.

Итак, мы видим, что несовершенства кристаллического строения (в частности, дислокации) в зависимости от количества их в металле проявляют себя в противоположном качестве. Эта диалектическая природа явления хорошо выражена на рис. 15. При небольшой плотности несовершенств (менее A) они играют разупрочняющую роль. В этом случае повышение прочности металла достигается освобождением его от структурных несовершенств (нитевидные кристаллы).

Напротив, при относительно высокой плотности несовершенств (более A) они начинают взаимодействовать между собой и, вследствие этого, играют упрочняющую роль. В этом случае повышение прочности металла достигается повышением плотности структурных несовершенств (за счет легирования, пластической деформации, термической обработки).

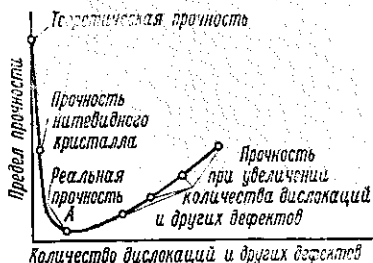


Рис. 15. Зависимость прочности металла от плотности несовершенств кристаллической решетки.

Поверхностные несовершенства

У поверхностных несовершенств протяженность в двух измерениях значительно больше, чем в третьем. К важнейшим несовершенствам этого типа принадлежат границы между зернами в поликристаллических металлах (см. рис. 10). Размеры зерен бывают самыми различными — от тысячных или сотых долей мм до нескольких миллиметров.

Границы зерен представляют собой области шириной в несколько межуатомных расстояний, в которых атомы расположены менее упорядоченно, чем внутри зерен. Нарушение порядка расположения атомов, т. е. искажение решетки в этих областях, объясняется неодинаковой простран-



Рис. 16. Схема размещения атомов внутри и по границам зерен.

ственной ориентацией решеток в соседних зернах. В результате взаимодействия обеих решеток атомы смещаются из своих равновесных положений (рис. 16).

Поверхностные несовершенства имеются и внутри зерен. Зерна по своему кристаллическому строению не совсем однородны. Они состоят из отдельных субзерен или блоков размером $10^{-2} \dots 10^{-6}$ см. Угол разориентировки кристаллических решеток соседних блоков не превышает $1 \dots 2^\circ$.

Блочное строение зерен носит название мозаичной структуры, или субструктуры. Схема мозаичной структуры металла приведена на рис. 17.

Поверхностные несовершенства кристаллической решетки в виде границ зерен и блоков тормозят перемещение дислокаций и, тем самым, повышают прочность металла. Упроч-

няющая роль границ зерен заключается в следующем. Так как в соседних зернах направления и плоскости скольжения не совпадают, то переход дислокаций через границу затруднен и они образуют скопления вдоль границ. Передача скольжения от одного зерна к другому осуществляется в результате прорыва дислокаций через границу либо образования новых дислокаций по другую сторону границы. Аналогичное упрочняющее воздействие на металл оказывают и границы блоков.

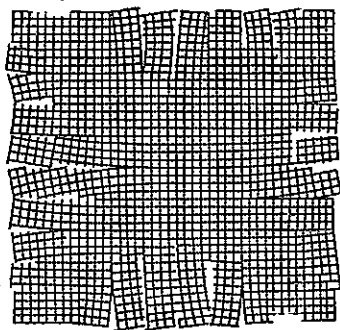


Рис. 17. Мозаичная структура металла (схема).

Из сказанного следует, что мелкозернистые металлы и металлы с хорошо развитой мозаичной структурой, отличающиеся большей протяженностью границ, при прочих равных условиях более прочны, чем крупнозернистые металлы с грубой мозаичной структурой.

Вопросы для самопроверки

1. В чем сущность металлической межуатомной связи? Как сказывается характер межуатомной связи на важнейших свойствах металлов? (См. § 1).

2. Каковы особенности кристаллического строения твердых тел по сравнению с аморфным? Перечислите основные типы кристаллических решеток металлов и дайте их характеристику. Что такое коэффициент компактности кристаллической решетки и как он определяется? Что такое координационное число и какое свойство решетки оно характеризует? (См. § 2).

3. Что такое полиморфизм? Приведите примеры металлов, обладающих полиморфизмом, и укажите для них температуры полиморфных превращений. (См. § 3).

4. Что такое анизотропия и в чем ее физическая сущность? Приведите примеры проявления анизотропии в металлических монокристаллах. Каковы особенности анизотропии в поликристаллических телах? Поясните сущность термина «квазианизотропия». (См. § 4).

5. В чем отличие кристаллического строения реальных кристаллов от строения идеального монокристалла? Назовите виды несовершенств кристаллического строения металлов и дайте их краткую характеристику. Что такое дислокации? Как влияют несовершенства кристаллического строения на свойства металлов? Какова роль дислокаций в развитии процесса пластической деформации металлов и в формировании их механических свойств? (См. § 5).

6. Что такое композиционные материалы и на каком принципе основано формирование их механических свойств? (См. § 5).

7. Поясните сущность термина «субструктура металлов». (См. § 5).

8. Каково влияние размеров зерен и блоков на прочность металла? В чем заключается природа этого влияния? (См. § 5).

Глава II. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

§ 6. Особенности расплавленного состояния

Атомы, составляющие кристаллическую решетку, не находятся в покое, а совершают колебания в узлах решетки с огромной частотой, близкой к 10^{13} сек⁻¹. Нагрев вещества сопровождается непрерывным возрастанием амплитуды колебаний атомов и, следовательно, увеличением их кинетической энергии. При некоторой определенной для данного вещества температуре кинетическая энергия атомов достигает такой величины, что они приобретают возможность преодолеть силы сцепления с соседними атомами и покинуть узлы кристаллической решетки. В результате решетка разрушается и происходит плавление металла, т. е. переход его из твердого состояния в жидкое.

Но разрушение решетки при плавлении не сопровождается качественным изменением характера межатомной связи в металле. Малое различие значений прочности, теплопроводности и некоторых других свойств твердого и жидкого металла вблизи температуры плавления указывает на то, что при плавлении происходит лишь ослабление сил межатомного взаимодействия, металлический же характер самого взаимодействия сохраняется.

Сходство твердого и жидкого состояний металла проявляется и в том, что в расплавленном металле расположение атомов является не совершенно хаотичным, как в газе, а до

некоторой степени упорядоченным. Если в твердом металле существует так называемый дальний порядок, т. е. упорядоченное расположение атомов на значительном расстоянии, то для жидкого металла характерен ближний порядок, т. е. упорядоченное расположение атомов в объемах протяженностью в несколько межуатомных расстояний. Эти мельчайшие упорядоченные атомные группировки непрерывно изменяются по форме, размерам и ориентации в пространстве.

С повышением температуры жидкого металла кинетическая энергия его атомов продолжает возрастать, вследствие чего упорядоченные атомные группировки становятся все более неустойчивыми, т. е. степень ближнего порядка падает. Напротив, с понижением температуры жидкого металла кинетическая энергия атомов уменьшается, что увеличивает устойчивость и размеры упорядоченных атомных группировок, т. е. повышает степень ближнего порядка.

Твердое кристаллическое тело характеризуется, как мы знаем, анизотропией (см. § 4). Ближний же порядок в жидкости не делает ее анизотропной, поскольку области ближнего порядка непрерывно изменяют свою пространственную ориентировку. Иными словами, жидкость, в противоположность твердому кристаллическому телу, изотропна, т. е. имеет одинаковые свойства во всех направлениях.

§ 7. Процесс кристаллизации и его энергетическое обоснование

Итак, охлаждение расплавленного металла сопровождается снижением кинетической энергии атомов и, как следствие этого, увеличением степени ближнего порядка.

При достижении определенной температуры кинетическая энергия атомов снижается настолько, что она уже не может противостоять притяжению между атомами. С этого момента области ближнего порядка становятся зародышами или центрами, к которым в определенном порядке пристраиваются новые атомы. Происходит преобразование ближнего порядка в дальний, т. е. возникновение кристаллической решетки. Этот процесс называется кристаллизацией.

Если построить график изменения температуры охлаждающегося жидкого металла во времени, то окажется, что при температуре кристаллизации образуется горизонтальная площадка (рис. 18). Она показывает, что во время кристаллизации температура металла, несмотря на непрерывно

щуюся теплоотдачу в окружающую среду, остается постоянной. Причина постоянства температуры заключается в выделении избыточной энергии в виде так называемой скрытой теплоты кристаллизации. Эта теплота компенсирует теплоотдачу в окружающую среду, сохраняя на время кристаллизации температуру металла неизменной. Аналогичное явление, как мы знаем, свойственно и полиморфным превращениям в твердых металлах (см. § 3).

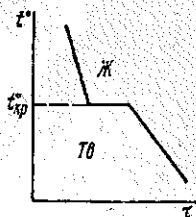


Рис. 18. Температурная кривая кристаллизации жидкого металла.

Чем же определяется стремление металла к переходу из твердого состояния в жидкое при одних температурах и из жидкого в твердое — при других?

Любое вещество обладает определенным запасом внутренней энергии, которая складывается из энергии движения молекул, атомов, электронов, внутриядерной энергии, энергии упругих искажений решетки и других видов энергии. Та часть внутренней энергии, которая в изотермических условиях может быть превращена в работу, называется свободной энергией F .

Из термодинамики известно, что процессы, самопроизвольно совершающиеся в природе, могут идти только в направлении того состояния, которое имеет меньшую свободную энергию. Например, камень, лежащий у склона горы, обладает некоторым запасом потенциальной энергии, которая в данном случае является одной из форм свободной энергии. Если этот камень подкатить к самому склону, то дальше он уже самопроизвольно скатится с горы, понизив при этом свою свободную энергию. Самопроизвольное возвращение камня вверх по склону, в направлении повышения его свободной энергии, естественно, невозможно.

Этому же закону подчиняется и процесс перехода металла из одного состояния в другое: металл плавится в тех случаях, когда меньшей свободной энергией обладает жидкое состояние, и кристаллизуется в тех случаях, когда меньшей свободной энергией обладает твердое состояние.

Как следует из рис. 19, свободная энергия металла в жидком и твердом состояниях изменяется с температурой неодинаково: при температурах выше T_0 меньшую свободную энергию имеет жидкость ($F_{ж}$), при температурах ниже T_0 —

твердое тело (F_T). Следовательно, выше T_0 должен самопроизвольно происходить процесс превращения твердого тела в жидкость, т. е. плавление металла, ниже T_0 — процесс превращения жидкости в твердое тело, т. е. кристаллизация.

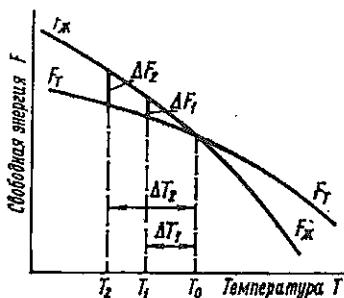


Рис. 19. Влияние температуры на изменение свободной энергии жидкого и твердого металла.

Температура T_0 , при которой оба состояния имеют равную свободную энергию, называется теоретической температурой плавления — кристаллизации.

Подчеркнем, что если охлаждение расплавленного металла довести лишь до температуры T_0 , то кристаллизация еще не начнется. При этой температуре $F_{ж} = F_T$, следовательно, существование металла как в жидком, так и в твердом состояниях равновероятно. Чтобы процесс кристаллизации мог начаться, необходимо наличие движущей силы этого

процесса — разности свободных энергий $\Delta F = F_{ж} - F_T$. А эта разность, как следует из рис. 19, появляется только при переохлаждении жидкого металла ниже температуры T_0 (например, до T_1 или T_2).

Разность между теоретической и фактической температурой кристаллизации металла называется степенью переохлаждения ΔT . Как следует из рис. 19, чем больше степень переохлаждения ΔT , тем больше разность свободных энергий ΔF и, следовательно, тем быстрее должен идти процесс кристаллизации.

Итак, повторим: кристаллизация жидкого металла может начаться только после переохлаждения его ниже теоретической температуры кристаллизации, когда появляется разность свободных энергий $\Delta F = F_{ж} - F_T$. С увеличением степени переохлаждения увеличивается разность свободных энергий, что способствует ускорению процесса кристаллизации.

§ 8. Закономерности кристаллизации

Процесс кристаллизации не протекает равномерно по всему объему жидкости, а начинается в отдельных ее участках. Причина этого заключается в следующем. Температуре, химическому составу и другим параметрам, характеризую-

щим состояние вещества, свойственны временные местные отклонения от их средних значений. Эти отклонения называются флуктуациями.

Кристаллизация жидкости начинается там, где под влиянием флуктуаций энергии колеблющихся атомов возникают флуктуации плотности. Именно эти флуктуации при благоприятных условиях становятся зародышами или центрами кристаллизации.

Если рассмотреть схему последовательных этапов процесса кристаллизации при какой-либо степени переохлаждения (рис. 20), то можно заметить, что с течением времени увеличение общей массы кристаллов в жидкости совершается

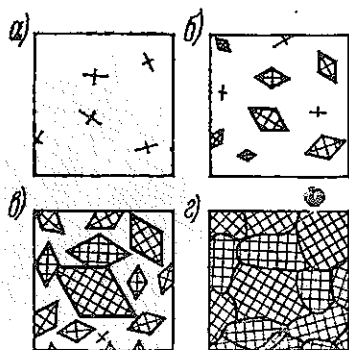


Рис. 20. Последовательные этапы процесса кристаллизации.

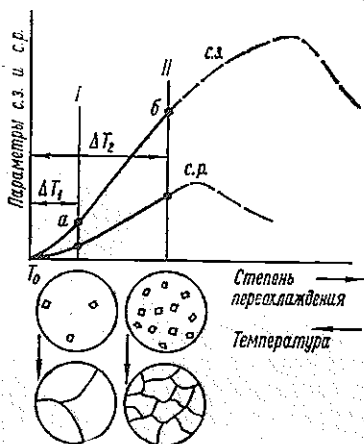


Рис. 21. Зависимость скорости зарождения и скорости роста кристаллов от степени переохлаждения.

как за счет возникновения новых зародышей, так и за счет роста существующих. Это значит, что скорость кристаллизации определяется двумя параметрами: скоростью образования зародышей (с. з.) и скоростью их роста (с. р.).

Зависимость обоих параметров от степени переохлаждения приведена на рис. 21¹. Из рисунка следует, что при теоретической температуре кристаллизации T_0 , когда переохлаждение отсутствует и свободные энергии жидкого и

¹ Эта зависимость была впервые установлена Г. Тамманом.

твердого состояний одинаковы, параметры с. з. и с. р. равны нулю, т. е. кристаллизация идти не может. С увеличением степени переохлаждения жидкости оба параметра у металлов возрастают (сплошные линии). У солей, силикатов и некоторых органических кристаллов эти параметры, достигнув некоторого максимума, снижаются (пунктирные линии).

Увеличение параметров с. з. и с. р. с ростом степени переохлаждения является, как мы уже знаем, следствием увеличения разности свободных энергий: $\Delta F = F_{\text{ж}} - F_{\text{т}}$. Последующее же снижение этих параметров у сильно переохлажденных кристаллов объясняется следующим.

Процесс кристаллизации развивается в условиях непрерывного перемещения атомов в жидкости и перехода их от жидкости к поверхности кристаллов. Поэтому возникновение кристаллических зародышей и их рост определяются не только разностью свободных энергий, но и подвижностью атомов в жидкости. С увеличением степени переохлаждения эти факторы изменяются в противоположных направлениях: разность свободных энергий возрастает, что способствует ускорению кристаллизации; диффузионная подвижность атомов снижается, что способствует замедлению кристаллизации.

Противоположное действие обоих факторов и приводит к тому, что в начале кристаллизации, когда атомы еще достаточно подвижны, параметры с. з. и с. р. под влиянием увеличения разности свободных энергий повышаются. Затем же, после некоторого переохлаждения, подвижность атомов падает и оба параметра начинают снижаться, несмотря на продолжающееся увеличение разности свободных энергий (см. рис. 19). При больших степенях переохлаждения параметры с. з. и с. р. могут снизиться до нуля, следовательно, будет достигнуто аморфное состояние.

Такое снижение параметров с. з. и с. р., как уже отмечалось, свойственно кристаллизации неметаллических веществ, обладающих сложными молекулами и кристаллическими решетками, для металлов же в обычных условиях кристаллизации оно не характерно. Благодаря тому, что кристаллические решетки металлов сравнительно несложны, а в узлах решетки размещаются не массивные молекулы, как у большинства неметаллических кристаллов, а относительно подвижные ионы, металлы обладают высокой способностью к образованию и росту зародышей и полностью кристаллизуются уже при степени переохлаждения не более

нескольких градусов или десятков градусов. Поэтому для металлов реальны лишь восходящие ветви кривых с. з. и с. р., как это и показано на рис. 21¹.

Рассмотренная закономерность изменения параметров с. з. и с. р. с увеличением степени переохлаждения справедлива не только применительно к кристаллизации из расплавленного состояния, но и, в еще большей степени, к перекристаллизации в твердом состоянии (т. е. к полиморфным превращениям). Превращения в твердом металлическом теле могут развиваться в условиях большого переохлаждения ($400 \dots 500^\circ$ и более), когда диффузионная подвижность атомов очень мала. Поэтому для таких превращений вполне реальны и имеют важное практическое значение как восходящие, так и нисходящие ветви кривых с. з. и с. р. Более подробно влияние степени переохлаждения на превращения в твердом состоянии рассматривается в последующих разделах курса.

Не всякий кристаллический зародыш, образовавшийся в исходной жидкости, устойчив и способен к дальнейшему росту. Каждой степени переохлаждения отвечает определенный критический размер устойчивого зародыша: более мелкие зародыши, образовавшись, тут же вновь растворяются, более крупные — продолжают расти, превращаясь в кристаллиты, или зерна. Эта закономерность имеет следующее объяснение.

Образование зародыша сопровождается, как мы знаем, снижением свободной энергии системы (см. рис. 19). Эту свободную энергию можно условно назвать объемной ($F_{об}$), поскольку при данной степени переохлаждения ее изменение определяется суммарным объемом образовавшихся кристалликов.

Однако наряду со снижением объемной энергии происходит увеличение поверхностной энергии, вызванное образованием поверхности раздела «кристаллик — жидкость». Атомы, расположенные на такой поверхности, менее прочно связаны с соседними атомами, чем атомы, расположенные внутри зародыша. Вследствие этого поверхностные атомы более подвижны, что и обуславливает повышение свободной энергии при образовании поверхности раздела. Таким образом, общее

¹ В настоящее время путем чрезвычайно быстрого охлаждения капель жидкого металла удалось зафиксировать его в аморфном, стеклообразном состоянии.

изменение свободной энергии системы при образовании кристаллического зародыша выразится алгебраической суммой

$$\Delta F = -\Delta F_{об} + \Delta F_{пов}. \quad (4)$$

Первое слагаемое характеризует снижение объемной свободной энергии, второе — увеличение поверхностной энергии. Рост образовавшегося зародыша возможен, естественно, лишь в том случае, если ΔF будет снижаться, т. е. если первое слагаемое будет преобладать над вторым.

Заметим, что чем крупней образовавшийся зародыш, тем меньше у него отношение поверхности к объему, следовательно, тем меньше доля растущей поверхностной энергии и больше доля снижающейся объемной. Поэтому и должен существовать некоторый критический размер зародыша, при котором прирост свободной энергии за счет возникновения поверхности раздела полностью компенсируется снижением объемной энергии за счет перехода части атомов из жидкого состояния в твердое. Если образуется зародыш размером меньше критического, то его рост будет невозможен, так как прирост поверхностной энергии будет преобладать над снижением объемной. Если же образуется зародыш размером крупней критического, то он сможет расти, так как при этом снижение объемной энергии будет преобладать над приростом поверхностной.

Важно подчеркнуть, что чем больше степень переохлаждения, тем меньшим может быть критический размер зародыша. В самом деле, с увеличением ΔT растет по абсолютной величине и $\Delta F_{об}$ (см. рис. 19). Это создает возможность роста не только крупных зародышей с относительно небольшой долей поверхностной энергии, но и более мелких, у которых доля поверхностной энергии выше.

Малые зародыши требуют для своего образования и соответственно малые по уровню энергии и размерам флуктуации. А так как вероятность образования малых флуктуаций больше, чем крупных, то становится очевидным, что с увеличением степени переохлаждения число зародышей, способных к росту, и общая скорость кристаллизации должны возрастать, как это показано на рис. 21.

§ 9. Факторы, определяющие величину зерна закристаллизовавшегося металла. Модифицирование

Мы уже знаем из § 4, что промышленные металлы имеют в большинстве случаев поликристаллическое строение, т. е.

состоят из множества произвольно ориентированных кристаллитов, или зерен. Схема последовательных этапов образования поликристаллической структуры металла при его затвердевании была приведена на рис. 20.

Чем мельче зерно металла, тем лучше его механические свойства (прочность, ударная вязкость, сопротивляемость хрупким разрушениям и т. п.). Повышенная прочность мелкозернистого металла обусловлена, как мы уже знаем из § 5, большей протяженностью границ зерен, играющих роль барьеров для дислокаций. Повышенная же пластичность, ударная вязкость и сопротивляемость хрупким разрушениям связана с более однородным составом и структурой мелкозернистого металла и отсутствием в нем крупных скоплений структурных несовершенств, которые могут способствовать образованию трещин. Поэтому при отливке изделий, от которых требуются высокие механические свойства, всегда стремятся получить металл с мелкозернистой структурой.

Величина зерна при кристаллизации зависит от количества зародышей. Если в кристаллизующемся металле образуется мало зародышей, то структура его будет состоять из небольшого количества зерен. Следовательно, металл получится крупнозернистым. Напротив, если зародышей много, то общее количество зерен получится большим, и металл будет мелкозернистым.

Рассмотрим, каково влияние степени переохлаждения, наличия готовых поверхностей раздела и температуры нагрева жидкого металла на величину зерна металла после кристаллизации.

Роль степени переохлаждения. Сопоставим условия кристаллизации металла при малой и большой степени переохлаждения (ΔT_1 и ΔT_2 на рис. 21). Нетрудно видеть, что при малой степени переохлаждения ΔT_1 количество образующихся зародышей относительно мало (точка а). В этих условиях, как уже отмечалось, металл в результате кристаллизации должен получиться крупнозернистым.

При большой степени переохлаждения ΔT_2 количество образующихся зародышей резко возрастает (точка б). В этих условиях металл должен получиться мелкозернистым.

Итак, запомним: при малых степенях переохлаждения, когда зародышей мало, кристаллизующийся металл получается крупнозернистым; при больших степенях переохлаждения, когда зародышей много, — мелкозернистым.

Каким же путем можно добиваться больших или меньших степеней переохлаждения при кристаллизации? Одним из наиболее действенных факторов, оказывающих влияние на степень переохлаждения, является скорость охлаждения. Если металл охлаждается медленно, то кристаллизация успевает завершиться непосредственно вблизи температуры T_0 , т. е. при малой степени переохлаждения и малом числе зародышей. Если же металл охлаждается быстро, то его удается сохранить в жидком состоянии ниже температуры T_0 , т. е. добиться повышенной степени переохлаждения и большого числа зародышей.

Из сказанного следует, что при замедленной кристаллизации металл должен получиться крупнозернистым, при ускоренной — мелкозернистым. Именно поэтому отливки, заливаемые в песчаные формы и охлаждающиеся, вследствие этого, сравнительно медленно, имеют, как правило, крупнозернистое строение, а отливки, заливаемые в металлические формы и охлаждающиеся быстро, — мелкозернистое.

Роль готовых поверхностей раздела. Скорость охлаждения — не единственный фактор, способствующий получению мелкого зерна при кристаллизации. До сих пор, говоря о зависимости процесса образования зародышей от степени переохлаждения, мы имели в виду так называемое гомогенное, или самопроизвольное зарождение. Оно, как мы уже знаем, заключается в возникновении зародышей непосредственно в жидкости, в местах, где под влиянием флуктуаций энергии и плотности образуются устойчивые группировки ближнего порядка.

Однако значительно большую роль при кристаллизации играет гетерогенное, или несамопроизвольное зарождение. Оно заключается в следующем. В жидком металле почти всегда имеются посторонние твердые частицы — оксиды, карбиды и т. п. На поверхности этих частиц зародышам образоваться легче, чем непосредственно в жидкости. Поэтому при наличии в жидком металле посторонних частиц (так называемых подкладок), число зародышей в нем при данной степени переохлаждения увеличивается.

Аналогичную роль играют и стенки формы (изложницы), в которую заливают расплавленный металл. Вероятность образования зародышей на поверхности формы больше, чем непосредственно в объеме расплавленного металла.

Интенсифицирующее воздействие готовых поверхностей раздела на процесс кристаллизации объясняется так. Как уже известно, каждой степени переохлаждения отвечает определенный критический размер зародыша, способного к росту. Образование зародыша на готовой подкладке снижает величину поверхностной энергии $\Delta F_{\text{пов}}$ по сравнению со случаем гомогенного зарождения. Тем самым оказывается возможным и снижение по абсолютной величине объемной энергии $\Delta F_{\text{об}}$ [см. уравнение (4)]. Вследствие этого для образования зародыша критического размера требуется меньшая энергетическая флуктуация, поэтому таких зародышей может образоваться больше.

Поверхностная энергия на границе «зародыш — подкладка» снижается, особенно значительно тогда, когда расположение атомов на поверхности подкладки близко к расположению атомов на поверхности образовавшегося зародыша. Поэтому особенно эффективно действие так называемых изоморфных частиц, у которых кристаллическая решетка по типу и параметрам сходна с решеткой кристаллизующегося металла. В этом случае атомы расплавленного металла легко «пристраиваются» к атомам, расположенным на поверхности частиц, т. е. кристаллизация идет за счет роста готовых центров, имеющих требуемую кристаллическую решетку.

Если твердые частицы неизоморфны решетке кристаллизующегося металла, то и в этом случае они могут быть активными, т. е. способствовать образованию центров кристаллизации. Активность частиц определяется наличием на их поверхности трещинок, выемок, микропор, на которых легко образуются зародыши твердого металла.

Итак, чем больше активных частиц содержит расплавленный металл, тем больше зародышей образуется в нем при кристаллизации, следовательно, тем мельче будет зерно закристаллизовавшегося металла. Из этого следует, что увеличением количества активных частиц в жидком металле можно достигнуть измельчения зерна, уменьшением количества этих частиц — его укрупнения.

Роль температуры жидкого металла. Если расплавленный металл нагреть до температуры, значительно превышающей температуру плавления, то находящиеся в нем активные твердые частицы могут раствориться либо дезактивироваться. Дезактивация заключается в оплавлении поверхности частиц, исчезновении трещинок и микропор.

1249792
195 1961

Деактивированные частицы утрачивают свое влияние на образование зародышей. Поэтому сильный перегрев жидкого металла нежелателен, так как он может привести к уменьшению числа зародышей и, соответственно, к увеличению размеров зерен закристаллизовавшегося металла.

Для получения мелкозернистой структуры широко применяется добавка в жидкий металл веществ, которые способствуют увеличению числа зародышей и, тем самым, измельчают зерно. Этот способ измельчения зерна называется модифицированием, а сами вещества — модификаторами. Концентрация модификаторов не превышает десятых долей процента.

По механизму воздействия на процесс кристаллизации модификаторы подразделяются на две группы.

Модификаторы одной группы, образуя в расплавленном металле множество нерастворимых активных частиц, интенсифицируют процесс самопроизвольного зарождения центров кристаллизации. К числу таких модификаторов принадлежат карбиды титана, циркония, ванадия, ниобия, оксиды алюминия и некоторые другие вещества, образующие в жидком металле нерастворимые частицы.

Модификаторы другой группы, растворяясь в жидком металле, облегчают самопроизвольное образование зародышей непосредственно из жидкости. Такими модификаторами являются магний, кальций, натрий, церий и некоторые другие металлы, а также их химические соединения.

§ 10. Форма кристаллов, образующихся при затвердевании металла

Выше мы уже говорили (§ 4), что на завершающих стадиях процесса кристаллизации соседние кристаллы, соприкасаясь между собой, мешают друг другу расти в свойственных им кристаллографических направлениях. В результате образуются кристаллы неправильной формы, называемые кристаллитами, или зернами (см. схему на рис. 20).

Однако и на ранних стадиях процесса, когда кристаллы еще изолированы друг от друга, их форма редко бывает геометрически правильной (например, кубической, октаэдрической и т. п.). Металлические кристаллы могут принимать правильную форму лишь в условиях чрезвычайно медленного охлаждения и практически полного отсутствия посторонних примесей.

Для промышленных же металлов, которые, как правило, содержат примеси и кристаллизуются путем естественного охлаждения в изложницах или формах, типично образование разветвленных кристаллов, имеющих древовидную форму называемых вследствие этого дендритами. Схематическая

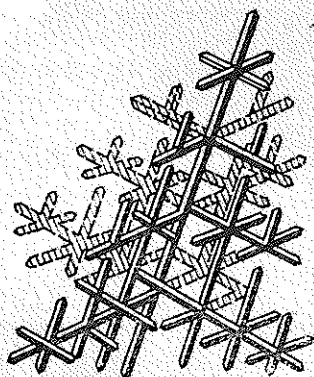


Рис. 22. Схема дендрита (по Д. К. Чернову).

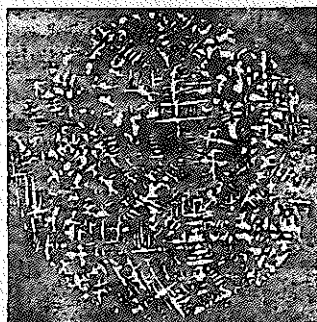


Рис. 23. Дендритная структура металла под микроскопом.

структура дендрита, впервые изображенная Д. К. Черновым, приведена на рис. 22.

При дендритной кристаллизации зародыши растут преимущественно в определенных направлениях. Вначале образуется ствол дендрита или ось первого порядка (главная ось). От нее растут поперечные ветви — оси второго порядка, далее могут расти новые поперечные ветви — оси третьего порядка и т. д. Оси постепенно «обрастают» металлом вплоть до их соприкосновения. Таким же образом соприкасаются между собой и сами растущие дендриты, образуя в итоге полностью затвердевший поликристаллический металл.

На границах между дендритами и в промежутках между дендритными осями концентрируются посторонние примеси и различного рода несовершенства кристаллической решетки. Дендритная структура металла, видимая под микроскопом, показана на рис. 23.

Образование дендритной структуры обусловлено многими причинами. Назовем некоторые из них:

1. Скорость роста кристаллов зависит от расположения атомов в кристаллической решетке. Быстрее всего кристаллы

растут в тех направлениях, которым евойственна максимальная плотность упаковки атомов.

2. Выступающие участки растущего кристалла имеют большее отношение поверхности к объему, чем плоские или вогнутые участки. Это способствует ускоренному отводу теплоты кристаллизации от выступающих участков. Вследствие этого они соприкасаются с более переохлажденной жидкостью и поэтому растут с большей скоростью.



Рис. 24. Схема образования зерен из дендритов при кристаллизации металла (по Д. К. Чернову).

3. Большое влияние на скорость роста кристаллов оказывают примеси, содержащиеся в металле. Так как концентрация примесей вблизи выпуклых и вогнутых участков кристалла бывает обычно неодинаковой, то и скорость роста этих участков оказывается различной.

Между зернистым и дендритным строением литого металла существует взаимосвязь. Зерно, как правило, представляет собой отдельный дендрит, выросший из одного зародыша и имеющий свою пространственную ориентировку. Поверхности соприкосновения дендритов являются границами зерен металла. Эта закономерность строения литого металла была впервые установлена русским ученым-металлургом Д. К. Черновым. Схема Д. К. Чернова, поясняющая установленную им закономерность, приведена на рис. 24.

§ 11. Строение металлического слитка

Зерна (дендриты), образующиеся в металлическом слитке, могут иметь, в зависимости от условий охлаждения, различные размеры, форму и пространственную ориентацию. Впервые описание строения слитка было дано Д. К. Черновым в 1878 году.

Как следует из схемы, приведенной на рис. 25, в структуре слитка можно различить три зоны: корковую зону (I), зону столбчатых кристаллов (II) и зону равноосных кристаллов (III).

Корковая зона (I) состоит из мелких равноосных зерен (дендритов), произвольно ориентированных в пространстве. Особенности ее строения обусловлены тем, что при соприкосновении с холодными стенками формы жидкий металл сильно переохлаждается и в нем образуется большее количество зародышей. Вследствие этого тонкий слой металла, прилегающий к стенкам формы, приобретает мелкозернистое строение. Беспорядочный рост образующихся мелких дендритов объясняется многочисленными неровностями на стенках формы.

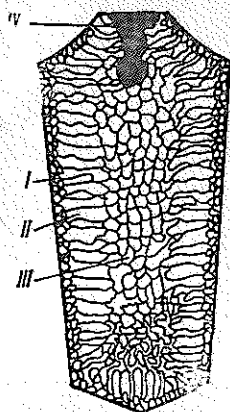


Рис. 25. Схема строения металлического слитка.

Зона столбчатых кристаллов (II) характеризуется направленным ростом кристаллов. Она состоит из параллельно расположенных удлиненных зерен (дендритов), растущих вглубь слитка перпендикулярно стенкам формы в направлении, противоположном направлению теплоотвода.

Строение этой зоны определяется следующим. После образования корковой зоны и прогрева стенок формы степень переохлаждения оставшегося жидкого металла уменьшается, следовательно, уменьшается и количество образующихся зародышей.

В этих условиях начинается рост сравнительно небольшого количества дендритов. Развитие их в стороны ограничивается соседними дендритами, а развитие вглубь слитка, напротив, поддерживается тепловым потоком от центра слитка к стенкам формы. В результате главные оси образовавшихся дендритов (столбчатых кристаллов) оказываются ориентированными вдоль направления теплового потока, перпендикулярно стенкам формы.

Рост столбчатых кристаллов может продолжаться вплоть до встречи и соприкосновения между собой групп дендритов, растущих в разных направлениях. Это явление называется транскристаллизацией.

Однако такое смыкание растущих навстречу друг другу столбчатых кристаллов происходит далеко не всегда. Обычно в центральной части слитка до проникновения в нее столбчатых кристаллов образуется зона равноосных кристаллов.

Зона равноосных кристаллов (III) характеризуется нали-

нием беспорядочно ориентированных зерен равноосной формы. Они зарождаются как самопроизвольно из переохлажденной жидкости, так и несамопроизвольно на мельчайших включениях, оттесняемых при кристаллизации к центру слитка. Равноосная форма зерен в этой зоне объясняется тем, что в середине слитка интенсивность теплоотвода приблизительно одинакова в любом направлении.

В стальных слитках и отливках более желательна структура, состоящая из мелких равноосных зерен, так как развитая столбчатая кристаллизация и, особенно, транскристаллизация сопряжены с опасностью образования трещин на границе стыка кристаллов при прокатке и ковке слитков. В отливках и слитках из мягких цветных сплавов (на основе Al, Cu, Ni) трещины, как правило, не образуются. Поэтому для них благоприятна структура, состоящая из столбчатых кристаллов. Она является более плотной и не склонна к развитию усадочной пористости.

Изменяя условия охлаждения, можно регулировать протяженность зон столбчатых и равноосных кристаллов. При ускорении охлаждения жидкого металла повышается интенсивность теплового потока от центра к поверхности слитка, что способствует росту столбчатых кристаллов. При замедлении охлаждения и наличии активных частиц в расплавленном металле (см. § 9) создаются благоприятные условия для образования и развития зоны равноосных кристаллов.

Из этого следует, что расширения зоны столбчатых кристаллов и ограничения зоны равноосных кристаллов можно добиться ускоренным охлаждением металла и более интенсивным теплоотводом. Это достигается уменьшением размеров слитка, переходом от песчано-глинистых форм к металлическим, повышением температуры расплавленного металла.

Увеличения зоны равноосных кристаллов можно добиться, очевидно, обратными мерами: увеличением размеров слитка, применением форм, изготовленных из менее теплопроводного материала, подогревом изложниц и форм, снижением температуры жидкого металла, модифицированием.

Все металлы, кроме висмута, имеют в твердом состоянии меньший удельный объем, чем в жидком. Поэтому при кристаллизации металл сокращается в объеме и в той части слитка, которая застывает последней, образуется полость или усадочная раковина (IV на рис. 25). Вблизи усадочной ра-

ковины металл является обычно наименее плотным, содержит газовые пузыри и поры.

Вопросы для самопроверки

1. Дайте характеристику расплавленного состояния металлов с точки зрения особенностей взаимного расположения атомов. Что следует понимать под терминами «ближний» и «дальний» порядок в расположении атомов? (См. § 6).

2. Какова энергетическая сущность процесса кристаллизации? Что такое степень переохлаждения и как объясняется необходимость переохлаждения при кристаллизации с позиций неравенства уровней свободной энергии металла в расплавленном и твердом состояниях? (См. § 7).

3. Как происходит кристаллизация металла из расплавленного состояния? Что подразумевается под параметрами кристаллизации? Какова зависимость параметров кристаллизации от степени переохлаждения и в чем заключается физическая сущность такой зависимости? (См. § 8).

4. Что следует понимать под критическим размером зародыша и каков физический смысл этого понятия? (См. § 8).

5. Как зависит величина зерна закристаллизовавшегося металла от степени переохлаждения, от наличия посторонних примесей и от температуры жидкого металла и в чем заключается физическая сущность такой зависимости? Что такое модифицирование и каково его практическое значение? (См. § 9).

6. Что такое дендриты и чем объясняются особенности их строения? (См. § 10).

7. Объясните с позиций закономерностей кристаллизации металла особенности строения металлического слитка. (См. § 11).

Глава III. ИЗМЕНЕНИЕ СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ

§ 12. Упругая и пластическая деформация

Под воздействием нагрузки в теле возникают напряжения и оно изменяет свою форму (претерпевает деформацию). При сравнительно малых напряжениях деформация является упругой, исчезающей после снятия нагрузки. С ростом напряжений наряду с упругой появляется пластическая деформация, остающаяся после снятия нагрузки (рис. 26).

Упругая деформация заключается в обратимом смещении атомов относительно друг друга в узлах кристаллической решетки (рис. 26, б). Это смещение нарушает равенство сил межатомного притяжения и отталкивания. Поэтому при снятии нагрузки атомы возвращаются в исходные положения

и тело принимает первоначальные размеры и форму. Возникновение и исчезновение упругой деформации не вызывает заметного изменения структуры материала.

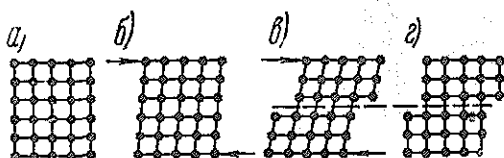


Рис. 26. Схема упругой и пластической деформации: а — исходное ненапряженное состояние; б — упругая деформация; в — упругая и пластическая деформации; г — остаточная (пластическая) деформация.

При пластической деформации происходит не только обратимое изменение расстояний между атомами, но и необратимое смещение (сдвиг) одних частей кристалла относительно других (рис. 26, в). При снятии напряжений упругая деформация, как и в первом случае, исчезает, перемещенные

же части кристалла не возвращаются в первоначальные положения, т. е. тело остается в деформированном состоянии (рис. 26, г). Как будет показано далее, пластическая деформация вызывает существенное изменение структуры и свойств металла.

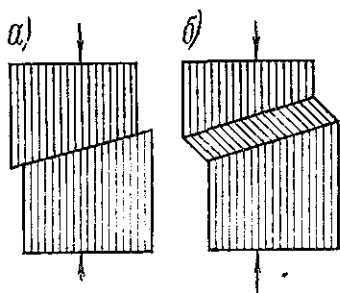


Рис. 27. Схема деформации кристалла скольжением (а) и двойникованием (б).

относительно других по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. В первую очередь скольжение осуществляется по плоскостям, наиболее плотно заполненным атомами (рис. 28).

Микроструктурным проявлением процесса скольжения являются линии скольжения, т. е. следы выхода плоскостей

скольжения на предварительно полированную поверхность металла (рис. 29).

Другим возможным механизмом пластической деформации является двойникование (рис. 27, б). Оно заключается в сдвиговом смещении частей кристалла симметрично друг

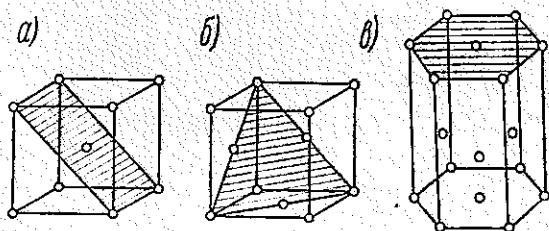


Рис. 28. Плоскости легчайшего скольжения в решетках: ОЦК (а); ГЦК (б); ГП (в).



Рис. 29. Линии скольжения на поверхности алюминия.



Рис. 30. Двойники в сплаве меди.

другу относительно некоторой плоскости. Двойниковые образования в металле хорошо заметны под микроскопом (рис. 30).

Следует помнить, что рассмотренные процессы скольжения и двойникования осуществляются не одновременным сдвигом одной атомной плоскости относительно другой, а последовательным перемещением дислокаций. Этим, как мы знаем, объясняется значительно меньшая сопротивляемость кристаллов пластической деформации по сравнению с теоретическими значениями сопротивляемости деформации, вычисленными с учетом одновременного сдвига по всей плоскости скольжения (см. § 5).

§ 13. Структурные изменения в металле при пластической деформации

На начальных стадиях деформации появляются лишь линии скольжения и двойники, но форма зерен меняется незначительно. При дальнейшем развитии пластической деформации зерна металла изменяют форму, вытягиваясь в направлении главной деформации удлинения. Структура металла приобретает волокнистый характер (рис. 31).

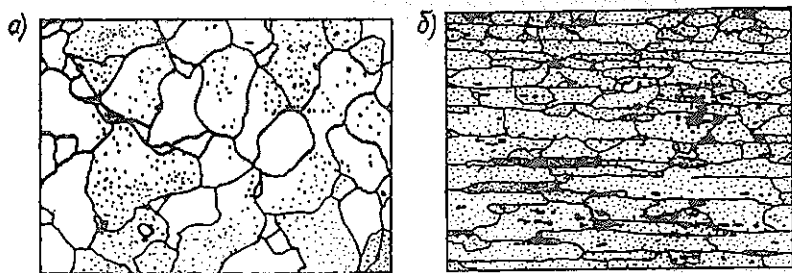


Рис. 31. Структура металла до (а) и после (б) пластической деформации.

Наряду с деформацией зерен возникает текстура деформации, т. е. одинаковая кристаллографическая ориентировка всех зерен вдоль направления деформации. Наличие текстуры вызывает возникновение анизотропии поликристаллических металлов, которую мы рассмотрели в § 4.

Структурные изменения совершаются и внутри зерен. Они заключаются в дроблении блоков и увеличении угла разориентировки между ними. Этот процесс сопровождается упругим смещением атомов относительно их равновесных положений, т. е. возникновением остаточных напряжений.

Наиболее важное изменение внутреннего строения металла при пластической деформации заключается в сильнейшем росте плотности дислокаций. Если у недеформированного поликристаллического металла плотность дислокаций находится в пределах $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$, то при пластической деформации она может возрасти до $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$, т. е. на 5 ... 6 порядков.

В результате перечисленных структурных изменений, сопровождающих процесс пластической деформации, повы-

шается уровень энергии деформированного металла, следовательно, состояние его становится неравновесным, неустойчивым.

§ 14. Влияние пластической деформации на свойства металлов. Явление наклепа

Из зависимости между напряжением и деформацией (рис. 32) следует, что для поддержания процесса пластической деформации необходимо все более повышать напряжение. Это значит, что по мере развития пластической деформации возрастает сопротивление материала деформированию, т. е. возрастает его прочность.

Рассмотрим рис. 32 несколько подробнее. Заметная пластическая деформация, как известно, начинается при напряжениях, превосходящих предел текучести σ_T . Поэтому если действует напряжение σ_1 , превышающее σ_T , то наряду с упругой деформацией Δl_1 оно вызовет пластическую деформацию Δl_2 , которая после снятия напряжений сохранится.

Если затем деформированный материал вновь нагрузить, то для новой пластической деформации потребуется уже не напряжение σ_T , как прежде, а напряжение σ_1 . Из этого следует, что в результате предшествующей пластической деформации возросло сопротивление металла деформированию, т. е. возросла его прочность, что и получило выражение в увеличении предела текучести с σ_T до σ_1 .

Заметим также, что если без предварительного деформирования величина полной пластической деформации, предшествующей разрушению, составляла бы Δl , то после деформирования и повторного нагружения она уменьшилась до Δl_3 . Предварительное деформирование как бы расходует часть «запаса пластичности» материала, и на долю последующего деформирования остается меньшая величина возможной пластической деформации. Таким образом, предварительная пластическая деформация металла понижает его пластичность.

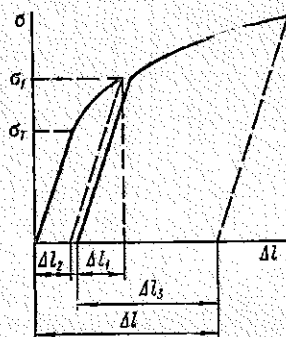


Рис. 32. Зависимость между напряжением и деформацией при растяжении.

Характер изменения механических свойств металла при пластической деформации показан на рис. 33. Из этого рисунка следует, что с увеличением степени пластической

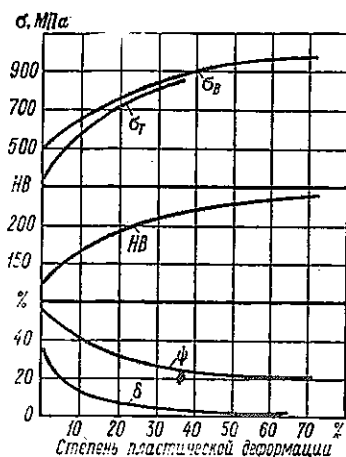


Рис. 33. Влияние пластической деформации на механические свойства низкоуглеродистой стали.

меньше усилие, необходимое для скольжения дислокаций, тем меньше сопротивляемость металла пластической деформации, т. е. меньше его прочность. Напротив, все, что препятствует скольжению дислокаций, повышает сопротивление деформации, т. е. повышает прочность.

Важнейшим фактором, препятствующим скольжению дислокаций, а следовательно, вызывающим упрочнение металла, является повышение плотности дислокаций, характерное для процесса пластической деформации. Вблизи дислокаций возникают напряжения, знак которых определяется знаком дислокации (см. § 5). Поэтому при огромной плотности дислокаций, свойственной деформированному металлу, каждая из них находится под силовым воздействием множества соседних дислокаций. Чтобы сместить дислокацию, необходимо преодолеть это силовое воздействие, что и проявляется в повышении прочности металла.

В процессе пластической деформации возрастает и количество точечных несовершенств — вакансий и дислоцирован-

деформации характеристики прочности и твердости металла σ_t , σ_b , НВ растут, а характеристики пластичности δ , ψ снижаются. Подчеркнем, что предел текучести растет при пластической деформации значительно сильнее, чем предел прочности, поэтому по мере увеличения степени пластической деформации обе эти характеристики сближаются (см. рис. 33).

Упрочнение металла при пластической деформации называется наклепом. Причина наклепа заключается в следующем.

Пластическая деформация, как мы знаем, развивается путем последовательного перемещения дислокаций. Чем

ных атомов. Эти несовершенства, также как и границы зерен и блоков, служат барьерами для дислокаций, затрудняют их скольжение и, следовательно, вносят определенный вклад в повышение прочности металла в процессе пластической деформации.

Деформацией зерен, дроблением блоков и увеличением плотности структурных несовершенств в деформированном металле объясняется и снижение пластичности при наклепе. Скопление дефектов в отдельных микрообъемах, в частности на границах зерен и блоков, нарушает сплошность металла, образует в нем мельчайшие трещины и приводит к преждевременному разрушению.

При наклепе, наряду с механическими свойствами, изменяются и физико-химические свойства металлов. Например,

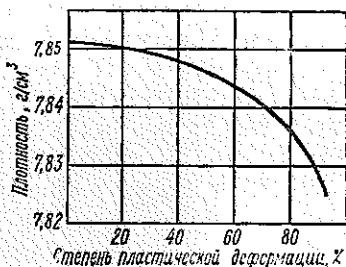


Рис. 34. Влияние пластической деформации на плотность железа.

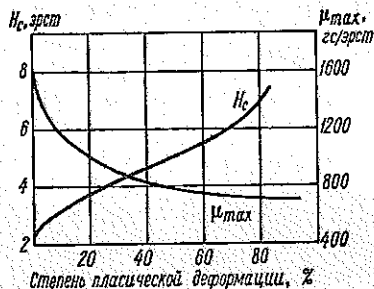


Рис. 35. Влияние пластической деформации на магнитные свойства железа: коэрцитивную силу (H_c) и максимальную магнитную проницаемость (μ_{max}).

снижается плотность (рис. 34), падает устойчивость против коррозии, повышается электросопротивление. У ферромагнитных металлов наклеп повышает коэрцитивную силу и снижает магнитную проницаемость (рис. 35).

Перечисленные изменения обусловлены, главным образом, резким повышением количества дефектов решетки при пластической деформации, которые вызывают «разрыхление» решетки, т. е. уменьшают плотность, рассеивают электроны проводимости, т. е. повышают электросопротивление, затрудняют процессы намагничивания и размагничивания железа и других ферромагнитных материалов.

Снижение коррозионной стойкости при пластической деформации обусловлено смещением атомов из равновесных положений и накоплением металлом избыточной энергии. Вследствие этого металл переходит в неустойчивое состояние, атомы его легче покидают узлы кристаллической решетки и вступают в химическое взаимодействие с атомами коррозионно-активных сред.

§ 15. Изменение строения и свойств деформированного металла при нагреве. Возврат и рекристаллизация

Итак, пластическая деформация увеличивает количество несовершенств кристаллического строения металла, создает внутренние напряжения, повышает уровень энергии металла, приводит его в неравновесное, неустойчивое состояние. Следовательно, в деформированном металле должны самопроизвольно развиваться процессы, возвращающие его в исходное состояние, т. е. в состояние с более низким уровнем энергии. В частности, должны снижаться остаточные напряжения, уменьшаться количество дислокаций и других несовершенств решетки, восстанавливаться исходная структура и свойства.

Однако при невысоких температурах эти процессы из-за малой подвижности атомов протекают очень медленно. При повышении же температуры атомы становятся более подвижными и скорость этих процессов возрастает.

Изменения, совершающиеся в деформированном металле при нагреве, обычно разделяют на две группы явлений: возврат и рекристаллизацию.

Возврат

Нагрев до относительно низких температур (ниже 400° для железа, ниже 250° для меди и т. д.) сопровождается развитием в деформированном металле процессов, называемых возвратом. Эти процессы оказывают влияние на свойства металла, хотя видимых изменений структуры не происходит, в частности, вытянутая форма зерен сохраняется.

В явлении возврата различают две стадии: отдых и полигонизацию. Отдых характеризуется уменьшением избыточной концентрации точечных несовершенств (за счет «слияния» вакансий с дислоцированными атомами, дислокациями, границами зерен и блоков), небольшим снижением плотности дислокаций (за счет частичного взаимного уничтожения дис-

локаций противоположных знаков), снижением внутренних напряжений.

Полигонизация характеризуется расчленением искаженных зерен на ряд неискаженных слегка разориентированных субзерен, свободных от дислокаций (за счет перераспределения дислокаций одного знака и образования ими новых, так называемых малоугловых границ).

Устранение искаженности структуры при полигонизации сопровождается возвращением атомов в их равновесные положения. А это, в свою очередь, приводит к дальнейшему снижению остаточных напряжений.

Таким образом, явления отдыха и полигонизации различаются тем, что первое не сопровождается, а второе сопровождается образованием малоугловых границ, т. е. изменением субструктуры.

Характер процессов, протекающих при возврате, указывает на то, что они должны повлечь за собой, по крайней мере, частичное восстановление свойств деформированного металла. Это и наблюдается на самом деле. Возврат сопровождается частичным снижением прочности и повышением пластичности, а также повышением плотности и электропроводности, снижением коэрцитивной силы и повышением магнитной проницаемости ферромагнитных материалов. Все эти изменения обусловлены уменьшением количества несовершенств решетки и снижением остаточных напряжений.

Итак, повторим: при нагреве деформированного металла вначале протекает явление возврата, которое делится на две стадии — процессы отдыха и полигонизации. Эти процессы не сопровождаются видимыми изменениями деформированной зернистой структуры, но вызывают частичное восстановление свойств.

Рекристаллизация

При возврате выделяется далеко не вся энергия, накопленная металлом в процессе пластической деформации. При дальнейшем нагреве подвижность атомов и, соответственно, подвижность несовершенств решетки в деформированном металле продолжает возрастать. Вследствие этого становится возможным развитие структурных изменений, связанных с перемещением не только малоугловых границ (т. е. границ блоков), но и границ с большими углами разориентировки (т. е. границ зерен). Эти структурные изменения называются рекристаллизацией. Само название указывает

на то, что в основе этих изменений лежит как бы повторная кристаллизация металла.

Таким образом, явления полигонизации и рекристаллизации различаются тем, что первое связано с образованием и перемещением границ блоков, а второе — с образованием и перемещением границ зерен.

Процесс рекристаллизации происходит в две стадии:

а) рекристаллизация обработки — зарождение и образование новых, равноосных зерен взамен прежних, деформированных. Этот процесс сопровождается взаимным уничтожением дислокаций и снижением их плотности до значений, свойственных недеформированному металлу: $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$;

б) собирательная рекристаллизация — рост вновь образовавшихся равноосных зерен.

На рис. 36 схематически изображена структура металла во всех рассмотренных состояниях.

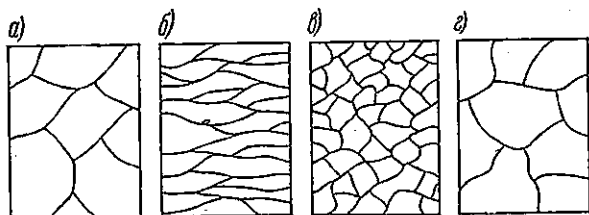


Рис. 36. Схема строения металла до наклепа (а), после наклепа или после возврата (б), после рекристаллизации обработки (в), после собирательной рекристаллизации (г).

Процессы рекристаллизации обработки и собирательной рекристаллизации совершаются в некотором интервале температур и сопровождаются восстановлением механических свойств металла (снижением прочности и повышением пластичности) до значений, характерных для недеформированного состояния. Как следует из рис. 37, наиболее интенсивное восстановление свойств приходится на температуру начала рекристаллизации обработки. Эта температура и принимается за температуру рекристаллизации, или порог рекристаллизации T_p . При собирательной рекристаллизации изменение свойств относительно невелико.

Наряду с механическими свойствами при рекристаллизации восстанавливаются и физико-химические свойства ме-

талла: повышаются до исходного состояния плотность, электропроводность, сопротивление коррозии и т. п.

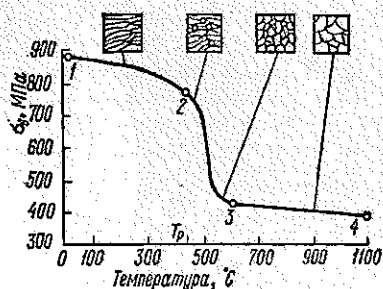


Рис. 37. Изменение структуры и прочности деформированного железа при нагреве:
1—2 — возврат; 2—3 — рекристаллизация обработки; 3—4 — собирательная рекристаллизация.

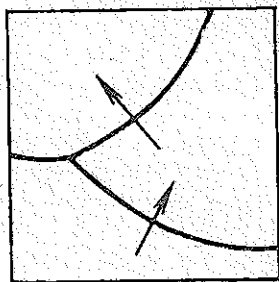


Рис. 38. Направление перемещения границ зерен при собирательной рекристаллизации.

Движущей силой рекристаллизации обработки, т. е. зарождения новых, неискаженных зерен, является снижение объемной энергии деформированного металла. Оно реализуется за счет полного снятия внутренних напряжений и уменьшения плотности структурных несовершенств до значений, свойственных недеформированному состоянию. В результате, как мы уже знаем, снимается упрочнение металла и восстанавливаются его прочие свойства.

Движущей силой собирательной рекристаллизации, т. е. роста зерен, является снижение поверхностной энергии металла. На поверхности зерен атомы менее прочно связаны с решеткой, т. е. более подвижны, чем внутри зерен. Чем крупнее зерна, т. е. чем меньше протяженность границ, тем меньше атомов, имеющих повышенную подвижность, и меньше суммарная поверхностная энергия.

Направление перемещения границ при собирательной рекристаллизации определяется характером кривизны границ. Зерна с вогнутой или менее выпуклой поверхностью прочней «удерживают» свои поверхностные атомы, чем зерна с более выпуклой поверхностью. Поэтому при собирательной рекристаллизации атомы более интенсивно переходят от зерен с выпуклыми границами к зернам с вогнутыми, или плоскими границами. В результате границы зерен перемещаются к центрам своей кривизны (рис. 38).

Поскольку у крупных зерен границы, как правило, менее выпуклы, чем у мелких, то при собирательной рекристаллизации крупные зерна обычно растут за счет постепенного «поглощения» мелких.

Процесс собирательной рекристаллизации, как правило, не развивается неограниченно, вплоть до превращения поликристаллического металла в монокристалл. Этот процесс резко замедляется или практически приостанавливается, когда сечение большинства зерен приближается к правильному шестиугольнику, т. е. углы в стыках зерен становятся близкими к 120° (рис. 39). Такая структура оказывается равновесной, поскольку соседние зерна в энергетическом отношении не имеют преимуществ друг перед другом. В самом деле, применительно к двумерной модели, имитирующей стык трех зерен (рис. 40), равновесие между зернами, ис-

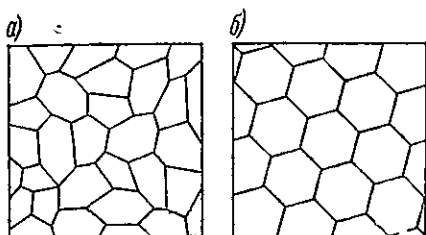


Рис. 39. Неустойчивая (а) и устойчивая (б) структура при собирательной рекристаллизации.

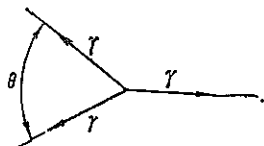


Рис. 40. Двумерная схема грани на стыке трех зерен.

ключающее перемещение границ, наступит тогда, когда уравниваются силы поверхностного натяжения γ , т. е. когда

$$\gamma = 2\gamma \cos \theta/2.$$

Отсюда $\cos \theta/2 = 0,5$; $\theta/2 = 60^\circ$; $\theta = 120^\circ$.

Иными словами, устойчивая структура должна представлять собой систему одинаковых по величине зерен, сечение которых близко к правильному шестиугольнику.

Новые зерна, образующиеся при собирательной рекристаллизации, часто приобретают одинаковую пространственную ориентировку, т. е. текстуру. В отличие от текстуры деформации ее называют текстурой рекристаллизации.

Текстура рекристаллизации, также как и текстура деформации, ответственна за возникновение анизотропии и поэтому

может играть как положительную, так и отрицательную роль (см. § 4). Вследствие этого возможность создавать текстуру или, наоборот, избегать ее является одним из важных способов воздействия на свойства металлических материалов.

§ 16. Условия, определяющие температуру рекристаллизации

Температура рекристаллизации металлов связана с температурой их плавления: чем выше температура плавления, тем выше порог рекристаллизации.

Причина этой взаимосвязи заключается в следующем. И плавление, и рекристаллизация металлов сопряжены с резким изменением взаимного расположения атомов в пространстве. Для развития обоих процессов необходимо, чтобы атомы преодолели силы межуатомного взаимодействия, т. е. достигли определенных для каждого металла уровней диффузионной подвижности. Приблизительному постоянству соотношения этих уровней у различных металлов соответствует и приблизительное постоянство соотношения температур плавления и рекристаллизации.

Для металлов технической чистоты акад. А. А. Бочваром установлена следующая зависимость между температурой плавления и температурой рекристаллизации (по абсолютной шкале температур):

$$T_p = (0,35 - 0,4) T_{пл}. \quad (5)$$

Соответствующие этой формуле значения температур рекристаллизации некоторых металлов приведены в табл. 2 (графа 3). Из таблицы следует, что у легкоплавких металлов Zn, Sn, Pb процесс рекристаллизации идет уже при комнатной температуре и ниже. Следовательно, эти металлы не должны упрочняться при деформировании, поскольку упрочнение будет сниматься в результате одновременно протекающего процесса рекристаллизации.

Роль примесей. Формула (5), как уже было сказано выше, справедлива лишь для металлов технической чистоты. С повышением содержания растворенных в металле примесей порог рекристаллизации растет, с понижением — падает. Поэтому формулу А. А. Бочвара правильной записать в общем виде

$$T_p = a T_{пл}.$$

Для металлов технической чистоты коэффициент α находится в пределах 0,35—0,4, для твердых растворов различной концентрации он повышается до 0,5—0,8, а для сверхчистых металлов — снижается до 0,1—0,3.

Таблица 2

Температуры плавления, рекристаллизации, рекристаллизационного отжига и горячей обработки давлением некоторых металлов

Металл	Температура, °C			начала горячей обработки давлением
	плавления	рекристаллизации	рекристаллизационного отжига	
Fe	1535	450	650—750	1100—1250
Cu	1084	200	500—600	900—950
Ni	1450	530	700—750	1150—1300
Al	658	100	350—370	470—510
Ti	1670	500	650—750	—
Mo	2630	900	—	—
W	3400	1200	—	—
Zn	419	комнатная	—	—
Sn	232	ниже комнатной	—	—
Pb	327	ниже комнатной	—	—

Роль примесей заключается в следующем. Растворяясь в металле, примеси упруго взаимодействуют с дислокациями, ограничивая их подвижность и затрудняя, тем самым, образование зародышей новых, рекристаллизованных зерен. Это тормозит рекристаллизацию и требует для ее развития более высоких температур.

Возможность торможения рекристаллизационных процессов в металлах введением в них специальных добавок имеет важное практическое значение. Одним из условий длительного сохранения прочности металлических материалов при высоких температурах является предотвращение развития в них рекристаллизационных процессов. Это достигается введением в металлы специальных легирующих элементов, резко повышающих температуру рекристаллизации.

Роль степени пластической деформации. Наряду с чистой металлом большое влияние на температуру рекристалли-

зации оказывает и степень пластической деформации. Чем сильнее деформирован металл, тем более неравновесно и неустойчиво его состояние, следовательно, тем раньше должна начаться рекристаллизация. Эта закономерность иллюстрируется рис. 41.

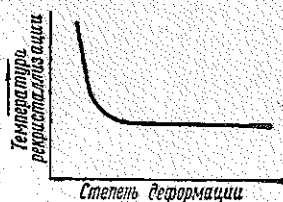


Рис. 41. Зависимость температуры рекристаллизации от степени деформации.

§ 17. Факторы, определяющие величину зерна при рекристаллизации

Величина зерна при собирательной рекристаллизации определяется, в основном, двумя факторами: температурой нагрева и степенью предшествующей пластической деформации. Длительность выдержки при нагреве играет значительно меньшую роль.

Как следует из рис. 42, а, с ростом температуры нагрева размер зерна при рекристаллизации резко увеличивается, что связано, в основном, с повышением подвижности атомов. С ростом же длительности выдержки прирост величины зерна постепенно затухает (рис. 42, б).

Своеобразное влияние на размер рекристаллизованного зерна оказывает степень предшествующей пластической деформации. Существует некоторая, сравнительно небольшая,

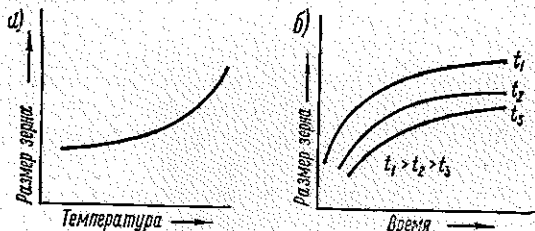


Рис. 42. Влияние температуры (а) и длительности выдержки (б) на размер зерна при рекристаллизации.

степень деформации (называемая критической), после которой происходит чрезвычайно интенсивный рост зерен (рис. 43). При повышении степени деформации сверх критической интенсивность роста зерен затухает.

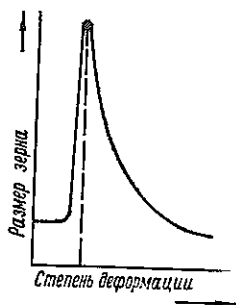


Рис. 43. Влияние степени деформации на размер зерна при рекристаллизации.

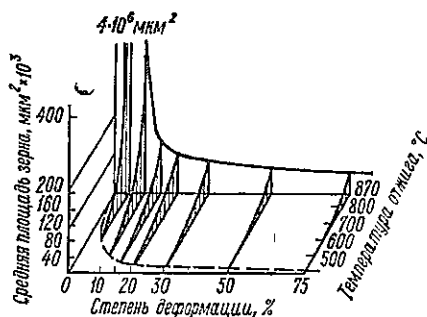


Рис. 44. Диаграмма рекристаллизации железа.

Бурный рост зерен после критической степени деформации можно объяснить следующим. При относительно малых степенях деформации не весь металл в равной степени вовлекается в пластическое деформирование, следствием чего является неоднородность наклепа, т. е. неоднородность распределения дефектов решетки и напряжений в соседних зернах. Это создает возможность быстрого перемещения границ зерен на большие расстояния и резкого укрупнения слабдеформированных зерен за счет деформированных.

Склонность металлов к интенсивному росту зерен после критической степени деформации следует учитывать при проведении различных операций обработки металлов давлением. Так как металл с мелким зерном имеет лучшие механические свойства, чем с крупным, то пластическую обработку рекомендуется вести при высоких степенях деформации, чтобы нагрев выше температуры рекристаллизации не вызвал сильного роста зерна.

Зависимость величины зерна от степени деформации и температуры нагрева обычно выражают в виде трехмерных диаграмм рекристаллизации (рис. 44). Такие диаграммы строят применительно к определенной длительности отжига (например, 1 час). С помощью диаграмм рекристаллизации,

имеющихся для многих промышленных металлов и сплавов, можно приближенно наметить степень деформации и температуру нагрева, при которых исключается возможность сильного роста зерна.

§ 18. Холодная и горячая обработка металлов давлением

Процессы, совершающиеся при рекристаллизации, имеют важное практическое значение. Широко применяемые в машиностроении операции обработки металлов давлением — прокатка, штамповка, волочение и др. — сопровождаются настолько сильным наклепом, что завершить эти операции без промежуточных нагревов часто оказывается невозможным. В этих случаях необходимой промежуточной или конечной операцией, устраняющей последствия наклепа, является так называемый рекристаллизационный отжиг, т. е. нагрев деформированного металла выше температуры рекристаллизации. Для ускорения процесса восстановления структуры и свойств деформированного металла температуру рекристаллизационного отжига назначают обычно на 200 ... 400° выше порога рекристаллизации (см. табл. 2, графа 4).

Чтобы исключить или понизить упрочнение металла в процессе деформирования, операцию обработки давлением часто ведут при температурах, превышающих порог рекристаллизации. В этом случае упрочнение, вызываемое пластической деформацией, снимается за счет одновременно протекающих рекристаллизационных процессов.

Пластическое деформирование металла при температурах ниже порога рекристаллизации называется холодной обработкой давлением, а при температурах выше порога рекристаллизации — горячей обработкой давлением. Для холодной обработки характерно сохранение упрочнения, вызываемого деформированием, для горячей обработки — частичное или полное снятие этого упрочнения.

Таким образом, горячую обработку давлением следует рассматривать как два совместно протекающих процесса: упрочнение за счет пластической деформации и разупрочнение за счет рекристаллизации. Окончательная структура и свойства металла определяются соотношением скоростей этих процессов. Чтобы обеспечить полное завершение рекристаллизационных процессов, горячую обработку давлением ведут при температурах, намного превышающих порог ре-

кристаллизации и приближающихся к температурам плавления (см. табл. 2, графа 5). Это особенно важно при больших скоростях деформирования, когда для достижения полного разупрочнения необходима и большая скорость рекристаллизации.

Следует помнить, что понятия «холодная» и «горячая» обработка давлением определяются не просто температурой, при которой деформируется металл, а соотношением между температурой деформирования и температурой рекристаллизации. Для свинца, например, у которого температура рекристаллизации ниже комнатной, деформирование при комнатной температуре уже является горячей обработкой. Для вольфрама же, у которого температура рекристаллизации близка к 1200°C , деформирование при температуре 1000°C является еще холодной обработкой.

§ 19. Особенности структуры металла после горячей обработки давлением

В процессе горячей обработки давлением в металле завариваются газовые пузыри, трещины и поры, что приводит к повышению плотности металла. Крупные зерна и дендриты, характерные для литого металла, деформируются. Высокая температура нагрева, свойственная горячей обработке давлением, интенсивное перемещение деформируемых объемов, образование многочисленных структурных несовершенств (вакансий, дислокаций, границ зерен и блоков) — все это ускоряет диффузионные процессы и тем самым способствует выравниванию химического состава и уменьшению так называемой ликвационной неоднородности.

Перечисленные процессы приводят к улучшению механических свойств горячедеформированного металла по сравнению с литым.

Поскольку в металле, подвергнутом горячей обработке давлением, успевают пройти рекристаллизационные процессы, то, казалось бы, структура горячеобработанного металла не должна носить на себе следов пластической деформации.

На самом же деле это справедливо лишь для идеально чистого металла, полностью свободного от примесей. Реальный же металл, неизбежно содержащий хотя бы небольшое количество примесей, имеет после горячей обработки давлением характерную волокнистую структуру, причем меха-

нические свойства в направлении вдоль волокон значительно выше, чем в поперечном направлении.

Это обстоятельство заставляет при конструировании и изготовлении деталей машин учитывать расположение волокон в металле и добиваться того, чтобы основные усилия были направлены не поперек, а вдоль волокон (рис. 45).

Чем же объяснить волокнистое строение горячеобработанного металла и почему мы связываем это строение с примесями, неизбежно присутствующими в промышленных металлах?

Примеси, находящиеся в металле, не располагаются равномерно, а группируются в отдельных микрообъемах в виде различных включений или обогащенных зон твердого раствора. При пластической деформации эти включения и обогащенные зоны увлекаются деформируемыми зернами, располагаясь преимущественно по их границам и вытягиваясь вместе с ними в направлении деформирующего усилия.

В ходе рекристаллизации происходит перемещение границ и деформированные зерна исчезают, уступая место новым, равноосным зернам. Примеси же, располагавшиеся по границам деформированных зерен, уже не могут переместиться вместе с границами на новые места и сохраняют то расположение, которое было придано им до рекристаллизации.

Таким образом, волокнистая структура горячеобработанного металла является как бы «отпечатком» той формы зерен, которую они приобретают при пластической деформации. Этот «отпечаток» оставляют примеси, не изменившие своего расположения в процессе рекристаллизации.

Слой металла, обогащенный примесями, имеет, как правило, низкую прочность, пластичность и ударную вязкость. Поэтому если растягивающее усилие направлено вдоль волокон, когда основную нагрузку несут свободные от примесей слои металла, то снижение механических свойств невелико. Если же растягивающее усилие направлено поперек волокон, когда нагруженное сечение образца или детали параллельно обогащенным примесями слоям, то механические свойства существенно снижаются

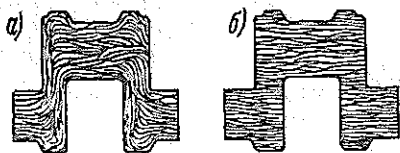


Рис. 45. Схема правильного (а) и неправильного (б) расположения волокон в изделии.

Следует иметь также в виду, что различного рода расщепления и прочие структурные дефекты направлены обычно вдоль волокна. Если основное растягивающее усилие имеет такое же направление, то влияние этих дефектов на прочность и пластичность невелико. Если же усилие направлено поперек волокна, то указанные дефекты как концентраторы напряжений (см. далее § 21) ухудшают свойства металла и снижают его сопротивляемость разрушению.

Вопросы для самопроверки

1. Какова физическая сущность процессов упругой и пластической деформации? Каков механизм сдвиговых перемещений при пластической деформации? (См. § 12)

2. Как влияет пластическая деформация на структуру металла? Какие изменения претерпевают при этом зерна и блоки мозаичной структуры? Как изменяется плотность дислокаций? Как изменяется энергетическое состояние металла? Что такое текстура деформации? (См. § 13)

3. Как изменяются физико-механические свойства металла при пластической деформации? Что такое наклеп, какова его физическая сущность? В чем заключается роль увеличения плотности дислокаций, деформации зерен, дробления блоков мозаичной структуры? (См. § 14)

4. Как изменяются физические и механические свойства пластически деформированного металла при нагреве? Что следует понимать под терминами «возврат» и «рекристаллизация»? (См. § 15)

5. Какие процессы протекают при возврате? Чем различаются между собой отдых и полигонизация? (См. § 15)

6. Какие процессы протекают при рекристаллизации? Чем различаются между собой процессы рекристаллизации обработки и собирательной рекристаллизации? Что такое текстура рекристаллизации? (См. § 15)

7. Какова связь между температурой рекристаллизации металлов технической чистоты и температурой их плавления? В чем физическая природа этой связи? (См. § 16)

8. Как влияют примеси на температуру рекристаллизации металла? Как зависит температура рекристаллизации от степени предшествующей пластической деформации? (См. § 16)

9. Как зависит величина зерна после рекристаллизации от степени предшествующей пластической деформации? Что такое критическая степень деформации и какова ее физическая сущность? (См. § 17)

10. Что такое диаграммы рекристаллизации и каково их практическое значение? (См. § 17)

11. Разъясните физическую сущность холодной и горячей пластической деформации. К какому из этих видов следует отнести деформацию железа, меди, алюминия и свинца при температуре 300 °С? При температуре 20 °С? Каков верхний температурный предел холодной пластической деформации для железа? Для меди? (См. § 18)

12. Каковы особенности структуры металла после горячей пластической деформации? Какова физическая природа волокнистой структуры горячедеформированного металла? (См. § 19)

Глава IV. РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

§ 20. Основные представления о природе вязкого и хрупкого разрушений

Важнейшей характеристикой машиностроительных материалов является их способность противостоять разрушению под воздействием нагрузок, возникающих в процессе эксплуатации. Существует два вида разрушения материалов: вязкое, совершающееся после значительной пластической деформации, и хрупкое, совершающееся после небольшой пластической деформации. Наиболее частым и наиболее опасным вследствие внезапности своего появления видом разрушения является хрупкое.

Рассмотрим вкратце природу хрупкого и вязкого разрушений. Предположим, что на металл действует сила P под некоторым углом к одной из атомных плоскостей кристаллической решетки (рис. 46). Разложим эту силу на две составляющие P_n и P_t , одна из которых нормальна атомной плоскости, другая действует в самой плоскости. Первая составляющая вызывает в этой плоскости нормальные напряжения, вторая — касательные.

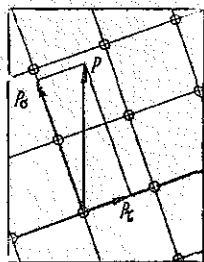


Рис. 46. Разложение нагрузки P , действующей на кристаллическое тело, на нормальную и касательную составляющие.

Из рис. 47 следует, что при действии нормальных напряжений атомы смещаются из их равновесных положений, т. е. возникает упругая деформация. Величина ее возрастает по мере увеличения напряжений вплоть до отрыва одной атомной плоскости от другой, т. е. до разрушения материала. После снятия нагрузки атомы возвращаются в исходное положение, т. е. какого-либо необратимого взаимного смещения атомных плоскостей не происходит. Это значит, что разрушение металла в условиях воздействия нормальных напряжений не сопровождается пластической деформацией, т. е. является хрупким.

При воздействии касательных напряжений также возникает вначале упругая деформация (см. рис. 26). Однако вслед за ней происходит, как правило, не разрушение, как

при нормальных напряжениях, а взаимный сдвиг двух частей металла, т. е. пластическая деформация. Лишь при дальнейшем росте касательных напряжений, после более или менее значительной пластической деформации, наступает разрушение. Иными словами, разрушение металла в условиях воздействия касательных напряжений, как правило, сопровождается пластической деформацией, т. е. является вязким.

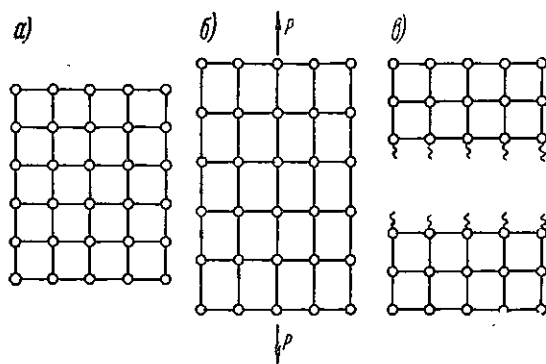


Рис. 47. Действие нормальных напряжений на кристаллическое тело: а — исходное состояние; б — упругая деформация; в — хрупкое разрушение (отрыв).

Как вязкое, так и хрупкое разрушение совершается в две стадии: 1) зарождение трещины в ослабленной точке сечения; 2) распространение трещины. Различие между обоими видами разрушения проявляется, в основном, на стадии распространения трещины. При вязком разрушении зародившаяся трещина медленно распространяется под действием энергии, подводимой извне. Такая трещина может вообще перестать расти, если прилагаемая извне нагрузка станет меньше некоторой величины. При хрупком же разрушении трещина распространяется с огромной скоростью и притом самопроизвольно за счет накопленной в материале упругой энергии.

Следует помнить, что абсолютно хрупкого разрушения, не сопровождающегося пластической деформацией, не существует. Зарождению трещины предшествует движение дислокаций, т. е. некоторая пластическая деформация. Обычно трещины зарождаются в вершинах скоплений дислокаций,

расположенных вблизи препятствий — границ зерен, двойников, включений посторонних примесей и т. п. Дислокации, сконцентрированные вблизи препятствий, могут под действием напряжений сблизиться настолько, что их экстраплоскости сольются, и под ними образуется зародышевая микротрещина.

§ 21. Условия возникновения хрупкого и вязкого разрушений

От каких же факторов зависит, будет ли разрушение металла хрупким или вязким?

Прежде всего отметим, что условием хрупкого разрушения является достижение растягивающими напряжениями некоторой критической для данного металла величины, называемой сопротивлением отрыву $\sigma_{от}$. Условием же вязкого разрушения является достижение напряжениями предела текучести σ_t , выше которого металл начинает претерпевать заметную пластическую деформацию.

Очевидно, вязкого разрушения надо ожидать, когда $\sigma_t < \sigma_{от}$, а хрупкого — когда $\sigma_{от} < \sigma_t$. Из этого следует, что факторы, понижающие σ_t и повышающие $\sigma_{от}$, способствуют вязкому разрушению, факторы же, понижающие $\sigma_{от}$ и повышающие σ_t , — хрупкому. Рассмотрим кратко важнейшие из этих факторов.

Температура. Температура испытания оказывает очень сильное влияние на характер разрушения. Роль ее заключается в изменении соотношения между пределом текучести и сопротивлением отрыву. С повышением температуры предел текучести снижается, сопротивление же отрыву остается практически неизменным.

Наглядное представление о возможном характере разрушения при различных температурах дает схема хладноломкости, созданная акад. А. Ф. Иоффе и развитая применительно к металлическим материалам акад. Н. Н. Давиденковым (рис. 48). Как следует из схемы, при повышении температуры предел текучести,

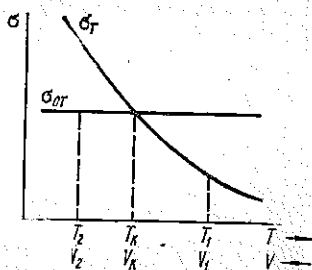


Рис. 48. Схема хладноломкости, объясняющая условия перехода материала в хрупкое состояние.

постепенно уменьшаясь, становится ниже величины сопротивления отрыву. В этих условиях напряжения в металле при

нагрузке достигнут в первую очередь предела текучести, следовательно, пройдет пластическая деформация и последующее разрушение будет вязким (температура T_1).

Наоборот, при понижении температуры предел текучести, возрастая, превзойдет величину сопротивления отрыву. В этих условиях напряжения под воздействием нагрузки достигнут в первую очередь сопротивления отрыву, следовательно, разрушение произойдет без значительной пластической деформации и будет хрупким (температура T_2).

Возникновение склонности к хрупким разрушениям при снижении температуры испытаний называется хладноломкостью. Температура T_k , при которой металл становится хладноломким, называется критической температурой хрупкости, или температурным порогом хладноломкости¹. Чем ниже T_k , тем шире область температур, при которых разрушение носит вязкий характер, следовательно, тем меньше склонность металла к хладноломкости.

Скорость приложения нагрузки. Аналогично изменению температуры действует изменение скорости приложения нагрузки: с увеличением скорости предел текучести повышается, сопротивление же отрыву почти не претерпевает изменений. Поэтому влияние скорости нагружения на характер разрушения металлов может быть описано схемой, аналогичной схеме хладноломкости. Как следует из рис. 48, при малой скорости приложения нагрузки v_1 напряжения достигают в первую очередь предела текучести, следовательно, происходит вязкое разрушение. При повышении же скорости нагружения сверх некоторой критической величины v_k напряжения достигают в первую очередь сопротивления отрыву, следовательно, происходит хрупкое разрушение (скорость v_2).

Таким образом, нагрев или медленное нагружение способствуют вязкому разрушению, охлаждение или быстрое нагружение — хрупкому. Именно поэтому в условиях Крайнего Севера в зимнее время резко учащаются случаи хрупких разрушений деталей машин и конструкций, особенно при ударном воздействии нагрузок.

¹ Как будет показано ниже, переход в хрупкое состояние совершается не при одной температуре, а в некотором температурном интервале. За температуру T_k принимают обычно верхнюю границу этого интервала (иногда нижнюю границу либо температуру, соответствующую середине интервала).

Надрез. Одним из важнейших факторов, повышающих склонность металла к хрупким разрушениям, является надрез. Под этим наименованием объединяются разнообразные резкие изменения сечений в деталях, а также различного рода внутренние и поверхностные дефекты. Роль надреза заключается в следующем:

1. При наличии надреза напряжения распределяются не равномерно, а концентрируются в вершине надреза (рис. 49, а), причем величина пиков напряжений тем больше,

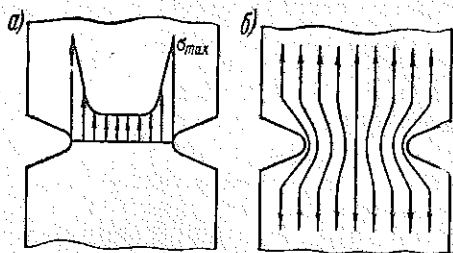


Рис. 49. Концентрация растягивающих напряжений в вершине надреза:

а — эпюра напряжений; б — схема распределения силовых линий.

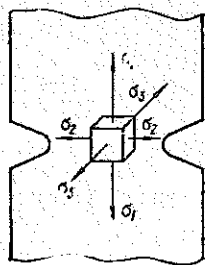


Рис. 50. Схема объемного напряженного состояния в надрезанном сечении.

чем острее надрез. Концентрация напряжений создается прижимающимися к надрезу объемами металла. Поскольку эти объемы связаны между собой не непосредственно, а через вершину надреза, то и приложенная к ним нагрузка передается через вершину надреза. Происходит как бы сгущение силовых линий при проходе их через суженное сечение (рис. 49, б).

Естественно, если при нагружении детали напряжения в вершине надреза достигнут сопротивления отрыву, то надрез явится очагом хрупкого разрушения, которое распространится на все изделие.

2. Для надреза характерна не только концентрация напряжений, но и возникновение сложного (объемного или плоского) напряженного состояния. Оно заключается в том, что под воздействием, например, растягивающей нагрузки напряжения растяжения появляются не только в продольном, но и в поперечном направлениях (рис. 50).

Сложное напряженное состояние создается теми же прижимающими к надрезу объемами металла, которые вызывают концентрацию напряжений. Эти объемы препятствуют боковой утяжке при продольном растяжении и тем самым создают в металле поперечное растяжение.

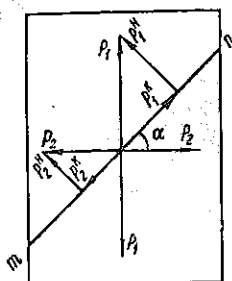


Рис. 51. Схема разложения сил при двухосном растяжении.

Чтобы оценить роль сложного напряженного состояния в изменении характера разрушения, рассмотрим действие продольной и поперечной растягивающих сил P_1 и P_2 на некоторую плоскость mn (рис. 51). Если разложить эти силы на нормальные и касательные составляющие, то легко видеть, что нормальные составляющие P_1^n и P_2^n действуют в одинаковом направлении и суммируются, касательные же составляющие P_1^t и P_2^t действуют в противоположных направлениях и взаимно вычитаются. Следова-

тельно, в надрезанном сечении из-за сложного напряженного состояния касательные напряжения меньше, чем в гладком образце.

Поскольку пластическая деформация вызывается именно касательными напряжениями, то в образце с надрезом для начала пластической деформации необходимо большее продольное растягивающее напряжение, чем в образце без надреза. Иными словами, надрез повышает сопротивляемость металла пластической деформации, в частности, предел текучести. Тем самым создаются условия для первоочередного достижения действующими напряжениями сопротивления отрыву и, следовательно, повышается температура перехода металла в хрупкое состояние (рис. 52).

Итак, повторим. Повышение склонности к хрупким разрушениям при наличии надреза обусловлено двумя факторами: концентрацией напряжений и возникновением сложного напряженного состояния. Роль первого фактора заключается в образовании локального пика растягивающих напряжений, роль второго — в повышении предела текучести.

Чаще всего оба фактора действуют совместно: под влиянием сложного напряженного состояния предел текучести может превзойти сопротивление отрыву, которое и будет достигнуто, в первую очередь, в месте концентрации напряжений.

В заключение отметим, что наибольшая склонность к переходу в хрупкое состояние под влиянием надреза свойственна малопластичным материалам. У таких материалов различие между пределом текучести и сопротивлением отрыву относительно невелико. Поэтому в условиях объемного напряженного состояния, возникающего в зоне надреза, предел текучести легко превосходит сопротивление отрыву. Значение этой характеристики достигается, в первую очередь, в месте концентрации напряжений, что влечет за собой хрупкое разрушение материала.

У высокопластичных же материалов, во-первых, велико различие между значениями предела текучести и сопротивления отрыву, во-вторых, пластическая деформация, наступающая задолго до разрушения, вызывает притупление надреза. Тем самым снижается уровень концентрации напряжений и устраняется сложный характер напряженного состояния.

Размеры изделия (масштабный фактор). Чем крупнее нагружаемый образец, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. Эта закономерность обусловлена следующим.

Хрупкое разрушение всегда начинается в наиболее ослабленном месте, распространяясь затем по всему сечению образца или детали. Таким ослабленным местом может быть микроскопическая трещина, неметаллическое включение и т. п.

Если принять, что различные дефекты обладают неодинаковой сопротивляемостью хрупкому разрушению, то вероятность «встречи» с более опасным дефектом, дающим разрушение при меньшем напряжении, должна возрастать с увеличением размеров изделия. Следовательно, у более крупных изделий значения сопротивления отрыву должны смещаться в область более низких напряжений. Снижение

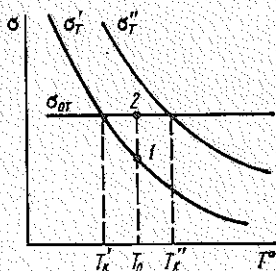


Рис. 52. Схема перехода металла в хрупкое состояние под влиянием надреза: σ_T' и σ_T'' — температурная зависимость предела текучести при растяжении образцов без надреза и с надрезом; T_K' и T_K'' — значения критической температуры хрупкости при отсутствии и при наличии надреза; 1 — начало пластической деформации образца без надреза; 2 — хрупкое разрушение образца с надрезом при температуре испытаний T_0 .

же сопротивления отрыву, как следует из схемы (рис. 53), повышает склонность металла к хрупкому разрушению.

Способ нагружения. Под воздействием нагрузки материал, как мы знаем, испытывает касательные и нормальные напряжения. Соотношение между ними при различных способах нагружения неодинаково. Если обозначить максимальные касательные напряжения $\tau_{\max}$, а максимальные и минимальные нормальные (растягивающие) напряжения $\sigma_{\max}$ и $\sigma_{\min}$, то при двухосном растяжении $\tau_{\max} = 0,5(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$; при одноосном растяжении $\tau_{\max} = 0,5\sigma_{\max}$; при кручении $\tau_{\max} \approx \sigma_{\max}$; при линейном сжатии $\tau_{\max} = 2\sigma_{\max}$.

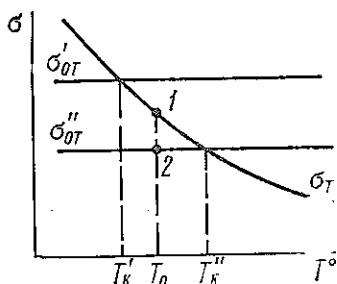


Рис. 53. Влияние масштабного фактора на склонность к хрупкому разрушению: $\sigma_{от'}$ и $\sigma_{от''}$ — значения сопротивления отрыву у малых и больших образцов; T_K' и T_K'' — значения критической температуры хрупкости у малых и больших образцов; 1 — начало пластической деформации малого образца; 2 — хрупкое разрушение большого образца при температуре испытания T_0 .

Поскольку пластическая деформация вызывается касательными напряжениями, то, очевидно, чем ниже уровень касательных напряжений по сравнению с нормальными, тем большие нормальные напряжения возникнут в теле до начала пластической деформации, следовательно, тем более вероятно достижение сопротивления отрыву, т. е. хрупкое разрушение. Эту закономерность мы уже отмечали применительно к возникновению сложного напряженного состояния при надрезе.

Напротив, чем выше уровень касательных напряжений по сравнению с нормальными, тем меньшие нормальные напряжения будут существовать в теле перед началом пластической деформации, следовательно, тем более вероятен вязкий характер разрушения.

Если под «жесткостью» нагружения понимать отношение создаваемых им нормальных растягивающих напряжений к касательным, то, очевидно, из числа приведенных выше способов нагружения наиболее жестким является двухосное растяжение, наиболее мягким — сжатие. Соответственно, первый способ нагружения сопряжен с наибольшей вероятностью хрупкого разрушения, последний — с наименьшей.

Зависимость характера разрушения материала от способа его нагружения хорошо иллюстрируется диаграммой механического состояния, предложенной Я. Б. Фридманом (рис. 54). По оси абсцисс диаграммы отложены наибольшие нормальные растягивающие напряжения, по оси ординат — наибольшие касательные. Вертикальные прямые соответствуют значениям сопротивления отрыву определенных материалов, горизонтальные прямые — значениям предела текучести, выраженным в касательных напряжениях. Различные способы нагружения изображаются лучами, выходящими из начала координат. Наклон луча зависит от соотношения нормальных и касательных напряжений, характерного для данного способа нагружения.

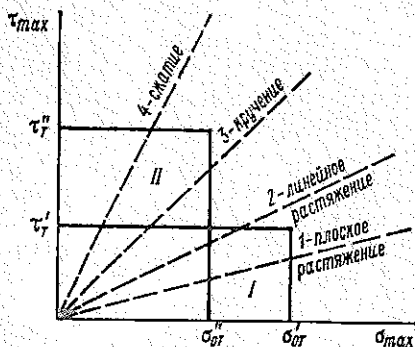


Рис. 54. Диаграмма механического состояния (по Я. Б. Фридману): I — пластичный материал с высоким сопротивлением отрыву и низким пределом текучести; II — хрупкий материал с низким сопротивлением отрыву и высоким пределом текучести.

Из диаграммы видно, что чем более жестким является способ нагружения, т. е. чем больше отношение нормальных растягивающих напряжений к касательным, тем больше вероятность хрупкого разрушения от отрыва. Например, для одного и того же материала I двухосное растяжение 1 приводит к хрупкому разрушению, тогда как одноосное растяжение 2, кручение 3 и сжатие 4 — к вязкому разрушению.

Диаграмма показывает также, что материал II с высоким τ_T и низким $\sigma_{от}$ более склонен к хрупкому разрушению, чем материал I с низким τ_T и высоким $\sigma_{от}$. Например, при кручении 3 материал II разрушается хрупко, а материал I — вязко.

§ 22. Оценка склонности металлов к хрупкому разрушению

Одним из распространенных методов оценки склонности металлов к хрупкому разрушению является метод серийных ударных испытаний, разработанный Н. Н. Давиденковым с сотрудниками. Метод заключается в испытании на ударный

изгиб серий надрезанных образцов из исследуемого материала при нескольких температурах.

Величина ударной вязкости, выражаемая удельной работой разрушения образца, зависит как от прочности материала, так и от его пластичности. Если ударные испытания проводятся при температурах, превышающих T_k (см. рис. 48), то образец перед разрушением будет испытывать пластическую деформацию и ударная вязкость его будет высока. Если же температура ударных испытаний ниже T_k , то разрушение произойдет почти без пластической деформации и ударная вязкость будет мала.

По результатам серийных ударных испытаний строится диаграмма перехода материала из вязкого состояния в хрупкое (рис. 55), с помощью которой определяется критический

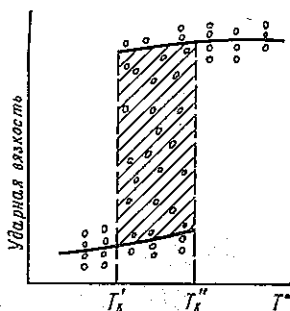


Рис. 55. Диаграмма перехода металла из вязкого состояния в хрупкое при ударном изгибе: T'_k — T''_k — критический температурный интервал хрупкости.

температурный интервал хрупкости T'_k — T''_k . Правая граница этого интервала (в рассматриваемом случае T''_k) может быть принята за значение критической температуры хрупкости.

Наличие температурного интервала, а не одной определенной температуры перехода в хрупкое состояние, объясняется статистическим разбросом значений сопротивления отрыву вследствие зависимости этой характеристики от типа и количества дефектов структуры, находящихся в металле.

К числу простых и доступных методов оценки склонности металлов к хрупкому разрушению

относится вид излома. Метод применяется, главным образом, для железных сплавов и основан на том, что при хрупком распространении трещины излом имеет кристаллический вид, а при распространении трещины, сопровождающемся пластической деформацией, — волокнистый.

Метод изломов широко используется в производственных условиях для оценки эксплуатационных свойств стали в зависимости от ее состава и режима термической обработки. Для создания наиболее жестких условий разрушений обычно

применяется испытание на изгиб крупных надрезанных образцов (часто при пониженной температуре).

Мы уже отмечали, что различие хрупкого и вязкого разрушения проявляется в неодинаковой скорости распространения трещины. При вязком разрушении трещина распространяется медленно, при хрупком — быстро. В связи с этим за последнее время получили широкое применение способы оценки склонности металлов к переходу в хрупкое состояние, основанные на экспериментальном определении их сопротивляемости распространению трещины.

§ 23. Выбор машиностроительных материалов с учетом склонности их к хрупким разрушениям

Итак, мы рассмотрели факторы, способные оказывать влияние на переход материала в хрупкое состояние: температуру, скорость нагружения, надрез, масштабный фактор, способ нагружения. При действии этих факторов в одном направлении склонность к хрупкому разрушению снижается, при действии в другом — повышается.

Нетрудно заметить, что перечисленные факторы являются **внешними**, т. е. не связанными с физической природой самого материала. Это дает основание для следующего, весьма важного в практическом отношении заключения: **хрупкость — это не постоянное свойство металла, а его состояние, определяемое рядом внешних условий.** Один и тот же металл, в зависимости от условий нагружения, температуры, размеров и формы детали, может вести себя и как хрупкий, и как вязкий.

Существуют и **внутренние факторы**, оказывающие влияние на склонность металла к хрупкому разрушению. К их числу относится тип кристаллической решетки металла, а также его структурное состояние, определяемое легированием, термической и пластической обработкой.

В частности, у металлов с гексагональной и ОЦК-решеткой (например, у Zn , Cd , Mg , Nb и сплавов на их основе) сопротивление отрыву сравнительно мало, тогда как предел текучести высок и резко изменяется с температурой (рис. 56, а). Поэтому металлы и сплавы этого типа склонны к хрупким разрушениям. Металлы же с ГЦК-решеткой (Cu , Al , Ni , γ - Fe и их сплавы) характеризуются, с одной стороны, высоким уровнем сопротивления отрыву, с другой, — низкими значениями и вялым изменением предела текучести

(рис. 56, б). Поэтому они не проявляют склонности к хрупкому разрушению.

Наклеп металла, повышая предел текучести, увеличивает склонность к хрупкому разрушению. Как следует из схемы хладноломкости (см., например, рис. 52), повышение предела текучести способствует достижению действующими напряжениями в первую очередь сопротивления отрыву, т. е. повышает вероятность хрупкого разрушения металла.

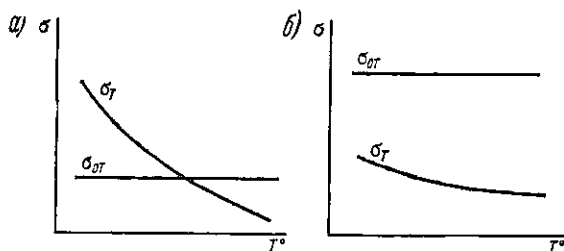


Рис. 56. Соотношение значений предела текучести и сопротивления отрыву у металлов и сплавов с гексагональной и ОЦК-решеткой (а) и с ГЦК-решеткой (б).

Большое влияние на соотношение между пределом текучести и сопротивлением отрыву, а следовательно, и на характер разрушения, оказывают такие внутренние факторы, как состав сплава, величина зерна, форма и распределение структурных составляющих и т. п. В частности, чем мельче зерно, тем выше сопротивление отрыву, а значит ниже температурный порог хладноломкости сплава. Изменяя эти факторы в нужном направлении, например, добиваясь получения мелкого зерна, правильно выбирая состав сплава и режим его термической обработки, мы можем получить сплав с высоким сопротивлением отрыву, т. е. наименее склонный к хрупкому разрушению.

Знание внешних и внутренних факторов, определяющих склонность металла к хрупкости, позволяет наметить пути выбора материалов с учетом температуры их эксплуатации, характера нагрузок, формы изделий, их размеров и т. п. Например, литые детали, имеющие невысокое сопротивление отрыву, более надежны в работе не при растягивающих напряжениях, а при сжимающих, поскольку последние ха-

рактизуются меньшей жесткостью (см. § 21). По этой же причине литые детали следует конструировать таким образом, чтобы они не имели резких переходов, острых углов и пр.

Если изделие предназначено для работы в условиях ударных нагрузок и низких температур, то следует выбирать материал с большим запасом вязкости, добиваться получения мелкого зерна, избегать при конструировании деталей резких изменений сечения.

Подведем итог. В зависимости от природы материала он может проявлять большую или меньшую склонность к хрупким разрушениям. Однако эта склонность не является неизменным свойством материала. Существует ряд внутренних и внешних факторов, под влиянием которых один и тот же материал может вести себя и как вязкий, и как хрупкий. Задача металловеда и конструктора заключается в том, чтобы, правильно используя эти факторы, исключить возможность хрупкого разрушения материала в условиях эксплуатации.

Выше мы подчеркивали, что хрупкое разрушение деталей машин и узлов конструкций является наиболее частым и наиболее опасным видом разрушения. Чем объяснить, что материал, склонный к хрупким разрушениям, менее надежен в эксплуатации, чем материал, склонный к вязким разрушениям? Почему, например, материал с пределом прочности 1200 МПа, но разрушающийся хрупко, более опасен, чем материал с пределом прочности 800 МПа, но разрушающийся вязко?

Объяснение этого заключается в следующем. Мы уже отмечали (см. § 21), что металл, склонный к хрупким разрушениям, чрезвычайно чувствителен к надразам в широком понимании этого термина (т. е. и к конструктивным изменениям сечения, и к различного рода дефектам структуры). При напряжениях, далеко еще не доходящих до предела прочности, в надразам могут возникнуть пики напряжений, значительно превышающие предел прочности. Это может повлечь за собой хрупкое разрушение всего изделия задолго до достижения предела прочности, тем более что различие между пределом текучести и сопротивлением отрыву невелико, а возникающее сложное напряженное состояние повышает предел текучести.

Металл, не склонный к хрупким разрушениям, т. е. обладающий определенным запасом пластичности, мало чувстви-

телен к надразам. Хотя приложение нагрузки и в этом случае вызывает концентрацию напряжений и сложное напряженное состояние в зоне надреза, но благодаря способности материала к пластической деформации надрез под воздействием напряжений притупляется, напряженное состояние приближается к линейному, а пики напряжений сглаживаются. В этих условиях сравнительно низкая прочность пластичного материала используется полней, чем более высокая прочность хрупкого материала.

Существует и другая причина большей работоспособности пластичного материала по сравнению с хрупким. Выше уже отмечалось, что для вязкого разрушения характерно медленное распространение трещины. Вследствие этого вязкое разрушение, начавшись в какой-либо точке под влиянием, например местной перегрузки, развивается медленно (в течение сотен часов). При снятии перегрузки образовавшийся очаг разрушения вообще консервируется и никак себя не проявляет до следующей, еще большей перегрузки. Это значит, что в пластичном материале образовавшаяся трещина способна сосуществовать с действующими при эксплуатации напряжениями длительное время, не нарушая работоспособности материала.

В хрупком же материале, как мы уже знаем, трещина, зародившись в зоне расположения какого-либо дефекта структуры или конструктивного надреза, самопроизвольно распространяется с огромной скоростью по всему сечению изделия и тем самым придает разрушению внезапный, катастрофический характер.

§ 24. Усталостное разрушение металлов

Детали машин часто работают в условиях повторно-переменных нагрузжений. В этих условиях металл может разрушаться при напряжениях, значительно меньших не только предела прочности, но и предела текучести. Разрушение происходит без видимых признаков пластической деформации даже у высокопластичных материалов.

Снижение прочности металлов под влиянием многократного приложения нагрузки называется усталостью. Разрушению металлов от усталости в сильной степени способствуют источники концентрации напряжений — трещины, выточки, отверстия и т. п.

Разрушение от усталости, как и разрушение от статической нагрузки, складывается из двух стадий: зарождения трещины под действием растягивающих напряжений и распространения трещины. Усталостная трещина зарождается, как правило, на поверхности изделия, затем медленно распространяется внутрь. По мере распространения трещины уменьшается рабочее сечение изделия и, соответственно, повышается уровень напряжений, действующих в этом сечении. Когда напряжения достигают уровня прочности материала, происходит внезапное разрушение изделия.

Ход разрушения отражается на виде образовавшегося излома. Он состоит из двух зон (рис. 57): зоны постепенного развития трещины с блестящей «притертой» поверхностью 1 и зоны «мгновенного» разрушения изделия с мелковолокнуистой, или кристаллической поверхностью 2.

Роль поверхности изделия как источника зарождения трещины обусловлена следующим. Во-первых, в поверхностных слоях уровень растягивающих напряжений выше за счет изгиба, кручения или внецентренного растяжения. Во-вторых, поверхность изделия является местом сосредоточения источников концентрации напряжений: конструктивных надрезов, следов механической обработки, повреждений от коррозии и взаимодействия с сопряженными деталями и т. п.

Чем больше прочность и твердость металла, тем выше его сопротивляемость зарождению трещины, следовательно, тем меньше склонность к усталостному разрушению.

Из сказанного следует, что повышение сопротивляемости металла разрушению от усталости может быть достигнуто следующими путями:

- 1) улучшением состояния поверхности изделий и исключением конструктивных надрезов с малыми радиусами кривизны;

- 2) повышением прочности поверхностного слоя и созданием в нем напряжений сжатия для снижения уровня растягивающих напряжений при последующей эксплуатации изделия.

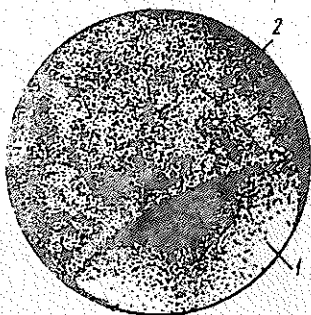


Рис. 57. Вид излома при усталостном разрушении.

Эти пути повышения усталостной прочности металлов широко применяются на практике. Например, поверхностный наклеп изделий при помощи дробеструйной обработки повышает прочность поверхностного слоя, создает в нем сжимающие напряжения и сглаживает поверхностные острые надрезы, образовавшиеся при шлифовании, повышая, тем самым, усталостную прочность. Аналогичный эффект вызывает насыщение поверхности изделий углеродом (цементация), азотом (азотирование) и некоторые другие технологические приемы, которые рассматриваются в последующих разделах курса.

Специфические черты, свойственные усталостному разрушению (относительно низкий уровень разрушающих напряжений, медленное развитие процесса, внезапный характер разрушения, неблагоприятное влияние источников концентрации напряжений), обусловлены структурными особенностями разрушения этого типа, которые заключаются в следующем.

В металле всегда имеются ослабленные зерна, способные к пластической деформации задолго до достижения средними напряжениями предела текучести. При однократном нагружении эти ослабленные зерна не влияют ни на характер разрушения металла, ни на уровень разрушающих напряжений. При многократном же нагружении они испытывают периодически повторяющееся локальное пластическое деформирование, которое сопровождается перегруппировкой дислокаций и вакансий и скоплением их в отдельных микрообъемах зерен. В результате этого образуются вначале микроскопические, затем макроскопические несплошности, которые и являются зародышевыми трещинами. Особенно благоприятные условия для зарождения трещин создаются в местах расположения источников концентрации напряжений.

Образовавшаяся трещина растет вначале медленно, затем же в условиях жесткого «каркаса», создаваемого окружающими упругодеформированными зернами и работающего как пружина, происходит внезапное разрушение.

На рис. 58 показана зависимость между величиной напряжения и числом циклов на-

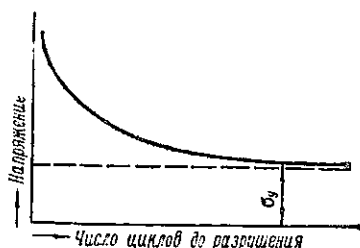


Рис. 58. Зависимость между действующим напряжением и числом циклов до разрушения (кривая усталости).

гружения, которое металл способен выдержать, не разрушаясь. Из рисунка следует, что по мере снижения напряжения число циклов до разрушения растет. Наибольшее значение напряжения, которое не вызывает разрушения при сколь угодно большом числе циклов нагружения, называется пределом усталости, или пределом выносливости металла σ_u .

Предел выносливости определяют обычно на круглых образцах. К образцу подвешивается груз, вызывающий при вращении знакопеременные напряжения (растяжение — сжатие). Испытывая несколько образцов, строят зависимость между напряжением и числом циклов до разрушения (см. рис. 58). Горизонтальный участок кривой соответствует пределу выносливости металла. Обычно предел выносливости считается достигнутым при числе циклов до разрушения, равном $10^6 \dots 10^7$.

Вопросы для самопроверки

1. Какова физическая природа вязкого и хрупкого разрушения металла? (См. § 20).

2. Каковы условия возникновения вязкого и хрупкого разрушений? В чем заключается роль соотношения между пределом текучести и сопротивлением отрыву? (См. § 21).

3. Как влияет температура на характер разрушения металла? Приведите схему хладноломкости, поясняющую роль температуры в изменении характера разрушения металла. (См. § 21).

4. Как влияет скорость приложения нагрузки на характер разрушения металла? Поясните роль этого фактора с помощью схемы хладноломкости. (См. § 21).

5. Каково влияние надреза на характер разрушения металла? В чем заключается роль надреза в изменении характера разрушения металла? (См. § 21).

6. Что такое масштабный фактор и в чем заключается физическая природа этого явления? (См. § 21).

7. В чем заключается роль способа нагружения в изменении характера разрушения металла? Приведите диаграмму механического состояния металла, поясняющую роль этого фактора. (См. § 21).

8. Расскажите о важнейших способах оценки склонности металлов к хрупкому разрушению. (См. § 22).

9. Каковы важнейшие пути учета склонности металлов к хрупким разрушениям при выборе машиностроительных материалов для конкретных условий работы? (См. § 23).

10. Каковы основные признаки усталостного разрушения металлов? (См. § 24).

11. Каковы пути повышения сопротивляемости металла усталостным разрушениям? (См. § 24).

12. Каковы структурные особенности усталостного разрушения? Поясните с помощью этих структурных особенностей специфические черты, свойственные усталостному разрушению. (См. § 24).

13. Что такое предел выносливости и как он определяется? (См. § 24).

ЛИТЕРАТУРА

1. Блантер М. Е. Металловедение и термическая обработка. — М.: Машгиз, 1963.
2. Бунин К. П., Баранов А. А. Металлография. — М.: Металлургия, 1970.
3. Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. Материаловедение. — М.: Металлургия, 1975.
4. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1967.
5. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1977.
6. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. — М.: Машиностроение, 1980.
7. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. — М.: Металлургия, 1977.
8. Лившиц Б. Г. Металлография. — М.: Металлургия, 1971.
9. Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов. — М.: Металлургия, 1975.
10. Основы материаловедения / Под ред. И. И. Сидорина. — М.: Машиностроение, 1976.
11. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. В 2-х томах. — М.: Машиностроение, 1974.

Св. план 1984 , поз. 1288
Борис Ильич Брук
Учебное пособие

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Редактор И. А. Орловская
Техн. редактор Л. Л. Волкова
Корректор М. В. Игнатьева

Сдано в набор 13.03.84. Подписано к печати 25.04.84. М-40359.
Формат 60×84¹/₁₆. Бумага оберточная. Гарнитура литературная.
Печать высокая. Усл. печ. л. 4,42. Уч. изд. л. 4,75.
Заказ 1961. Тираж 500. Цена 20 к.
Редакционно-издательский отдел СЗПИ

Межвузовская типография (2) СППО-2 Ленуприздата
191041, Ленинград, ул. Халтурина, 5

