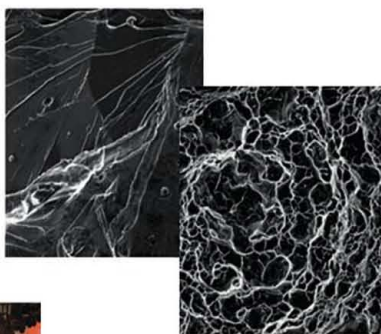


**В. Р. Бараз
М. А. Филиппов**

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ



УДК 66.017:669
ББК 30.3
Б24

Рецензенты:

кафедра материаловедения, контроля в машиностроении и методики профессионального образования Российского государственного профессионально-педагогического университета – РГППУ (зав. кафедрой д-р техн. наук, проф. *Б. Н. Гузанов*); д-р техн. наук, проф. (Уральский государственный лесотехнический университет) *Б. А. Потехин*

Бараз, В. Р.

Б24 Материаловедение высокопрочных сталей и сплавов : учебное пособие / В. Р. Бараз, М. А. Филиппов. – Москва ; Вологда : Инфра-Инженерия, 2023. – 204 с. : ил., табл.
ISBN 978-5-9729-1166-0

Изложены научные основы получения высокопрочного состояния материалов путем создания условий, регулирующих уровень дефектности их структуры. Приведены механизмы упрочнения, обусловленные влиянием деформации, а также термической обработки с использованием эффекта дисперсионного твердения и мартенситного превращения. Рассмотрены условия формирования высокопрочного состояния за счет формирования наноструктур. Дано физическое описание процесса разрушения высокопрочных материалов. Представлены существующие теории разрушения за счет взаимодействия с внешней средой.

Для студентов машиностроительных и металлургических специальностей. Может быть полезно инженерно-техническим работникам предприятий и научно-исследовательских учреждений.

УДК 66.017:669
ББК 30.3

ISBN 978-5-9729-1166-0

© Бараз В. Р., Филиппов М. А., 2023
© Издательство «Инфра-Инженерия», 2023
© Оформление. Издательство «Инфра-Инженерия», 2023

Оглавление

Предисловие	6
Глава 1. Деформационное упрочнение материалов	7
1.1. Теоретическая и реальная прочность материалов	7
1.2. Дислокационный механизм упрочнения материалов	9
1.2.1. Сопротивление решетки движению дислокаций	9
1.2.2. Сопротивление скольжению со стороны других дислокаций.....	10
1.2.3. Влияние примесных атомов (твердорастворное упрочнение)	11
1.2.4. Влияние частиц выделения (дисперсионное упрочнение)	14
1.2.5. Влияние дефектов упаковки	16
1.2.6. Влияние границ зерен (зернограничное упрочнение).....	17
1.3. Прочность и плотность дислокаций.....	17
1.4. Виды деформации	20
1.4.1. Упругая деформация.....	21
1.4.2. Пластическая деформация	27
1.4.2.1. Деформация скольжением	27
1.4.2.2. Деформация двойникованием.....	31
1.5. Структура деформированных металлов и сплавов.....	34
1.6. Изменение механических и физических свойств	39
Глава 2. Структурные изменения при нагреве деформированного материала	44
2.1. Возврат	44
2.2. Рекристаллизация	47
2.2.1. Первичная рекристаллизация	48
2.2.2. Температура рекристаллизации.....	51
2.2.3. Собирательная рекристаллизация	53
2.2.4. Вторичная рекристаллизация.....	54
2.2.5. Величина рекристаллизованного зерна	55
2.3. Изменение свойств при нагреве деформированного материала	59
2.4. Горячая пластическая деформация	61
2.4.1. Структурные изменения сплава в процессе горячей деформации.....	63

2.4.2. Факторы, влияющие на сопротивление горячей деформации	64
2.4.3. Преимущества и недостатки горячей деформации	66
Глава 3. Термическое упрочнение	68
3.1. Общие положения термической обработки	68
3.2. Дисперсионное упрочнение	72
3.2.1. Механизм распада пересыщенного твердого раствора.....	72
3.2.2. Дисперсионное упрочнение при старении	81
3.2.3. Морфология частиц выделения	84
3.3. Упрочнение в результате мартенситного превращения	85
3.3.1. Особенности мартенситного превращения	85
3.3.2. Деформационные мартенситные превращения	90
3.3.3. Термическое упрочнение сталей	92
3.4. Термомеханическая обработка	97
Глава 4. Упрочнение нанокристаллических материалов.....	103
4.1. Истоки создания нанотехнологий	103
4.2. Структурные особенности наноструктурного состояния	107
4.3. Методы получения наноструктурного состояния	110
4.4. Свойства наноматериалов и перспективы их использования	113
Глава 5. Разрушение материалов.....	117
5.1. Типы разрушения материалов	117
5.2. Дислокационный механизм образования трещин	118
5.3. Хрупкое разрушение.....	121
5.4. Вязкое разрушение.....	123
5.5. Переход от хрупкого разрушения к вязкому.....	126
5.6. Способы борьбы с хладноломкостью	134
5.7. Испытания на ударный изгиб	136
5.8. Усталостное разрушение	139
5.8.1. Природа усталостного разрушения	141
5.8.2. Усталостные испытания	144
5.8.3. Влияние различных факторов на усталость	146
5.8.4. Способы повышения усталостной прочности	149
5.9. Влияние поверхностно-активных веществ. Эффект Ребиндера	150

Глава 6. Трение и контактная прочность	154
6.1. Трение и его виды	154
6.2. Классификация видов изнашивания	163
6.3. Структурные превращения металлов при трении	165
6.4. Кинетика процессов изнашивания	167
6.5. Требования, предъявляемые к износостойким материалам	169
6.6. Повышение сопротивления изнашиванию	171
6.7. Фрикционное упрочнение	173
Список использованной и рекомендованной литературы	179
Перечень контрольных тестовых заданий.....	180

Глава 1. Деформационное упрочнение материалов

1.1. Теоретическая и реальная прочность материалов

Введение в физику металлов представлений о существовании различного рода несовершенств кристаллического строения послужило фундаментальной основой для понимания природы сложных внутренних процессов и формирования разнообразных свойств, характеризующих поведение металлических материалов в реальных условиях их применения. Поэтому детальное знакомство с основными положениями теории дефектов кристаллической решетки и ее практическим применением является необходимым условием успешного освоения курса физического материаловедения.

Теоретический расчет прочности на сдвиг кристалла впервые был выполнен Я. Френкелем. В основу была положена простая модель двух рядов атомов, которые смещаются относительно друг друга под действием касательного напряжения (рис. 1.1). При этом предполагалось, что атомы верхнего ряда перемещаются относительно нижнего как одно целое, одновременно. Такой механизм принято называть схемой жесткого сдвига.

На рис. 1.1 межплоскостное расстояние (расстояние между рядами) принято равным a , а расстояние между атомами в направлении скольжения составляет b . Под действием сдвигового напряжения τ атомные ряды будут смещаться относительно друг друга

Если под действием сдвигового напряжения смещение составляет x , то напряжение τ будет являться периодической функцией x с периодом b . В наиболее простой форме эта зависимость может быть представлена в виде синусоидальной кривой:

$$\tau = k \sin(2\pi x/b)$$

Для малых смещений $\tau = k2\pi x/b$. Используя закон Гука, величину напряжения сдвига можно представить в ином виде: $\tau = Gx/a$, где G – модуль сдвига; x/a – деформация сдвига.

Если приравнять приведенные выражения для τ , то $k = Gb/2\pi a$; подставляя это значение k в соотношение (1.1), получим

$$\tau = \frac{Gb}{2\pi a} \sin\left(2\pi \frac{x}{b}\right).$$

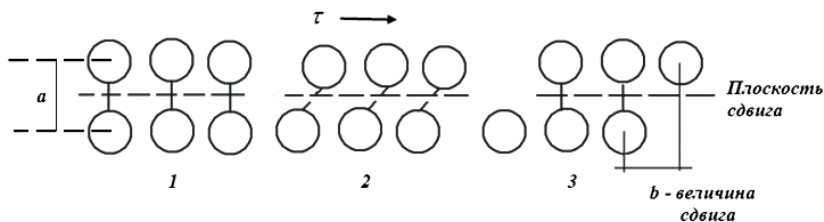


Рис. 1.1. Модель сдвига в идеальном кристалле:

1 – исходное состояние; 2 – в момент нагружения; 3 – после завершения сдвига

Максимальное значение τ , отвечающее напряжению, при котором решетка переводится в неустойчивое состояние, достигается при смещении $b/4$, тогда

$$\tau_{max} = Gb/2\pi a = \tau_{крит} ,$$

где $\tau_{крит}$ – критическое напряжение сдвига. Можно принять, что $a=b$, тогда теоретическое критическое напряжение сдвига приблизительно равно $G/2\pi$.

Уточнение приведенного выше расчета путем использования более близкого к действительности закона периодического изменения τ в зависимости от x приводит к выражению $\tau_{крит} = G/30$ (расчет по Маккензи), что также на несколько порядков превышает реальное сопротивление сдвигу.

В табл. 1.1 приведены данные, иллюстрирующие экспериментально измеренные и теоретически рассчитанные значения критического напряжения сдвига для ряда металлов. Как видно, теоретическое значение прочности (полученное для обоих вариантов расчета) на несколько порядков выше действительной величины.

Таблица 1.1

Теоретическое и реальное сопротивление сдвигу металлов

Металл	Cu	Ag	Ni	Fe	Mg	Zn	Cd	
$\tau_{крит}$, МПа (эксперим.)	1,0	0,6	5,8	29,0	0,8	0,9	0,6	
G , МПа	46000	29100	78000	69000	17700	37800	26400	
$\tau_{крит}$, МПа (теоретич.)	$G/2\pi$	7350	4550	12400	11000	2800	6000	4200
	$G/30$	1540	970	2600	2300	590	1260	880

Указанное существенное расхождение между рассчитанной и действительной прочностью металлов позволяет считать, что использованная при тео-

ретическом анализе модель не соответствует поведению реальных кристаллов, в которых не реализуется схема жесткого сдвига. Эти обстоятельства послужили основой для разработки теории несовершенств кристаллического строения, позволившей раскрыть сущность явлений, происходящих при пластической деформации, понять причину несоответствия теории и практики и установить физическую природу пластичности и прочности металлических материалов.

1.2. Дислокационный механизм упрочнения материалов

Пластическая деформация главным образом протекает по дислокационному механизму, за счет движения дислокаций. В определенных случаях деформация может осуществляться смешанным механизмом (дислокационно-диффузионным) или чисто диффузионным (вакансионным) путем. Деформация вследствие миграции вакансий возможна лишь при высоких температурах, поскольку ее интенсивность будет определяться величиной коэффициента самодиффузии. При средних температурах и малых скоростях нагружения (в условиях развития ползучести) решающую роль играет взаимодействие вакансионного (диффузионного) и дислокационного (сдвигового) механизмов деформации.

Возможна также зернограничная деформация, в основе которой лежат диффузионные потоки точечных дефектов по границам зерен.

Относительный вклад каждого механизма зависит от температуры и характера нагружения. В обычных условиях (сравнительно невысокие гомологические¹ температуры, не превышающие $0,25 T_{пл}$) пластическая деформация осуществляется путем движения дислокаций. При этом подвижность последних определяет способность металла к пластическому деформированию. Нормальному развитию процесса перемещения дислокаций могут препятствовать различные барьеры. Рассмотрим наиболее важные среди них.

1.2.1. Сопротивление решетки движению дислокаций

Дислокация при своем движении по плоскости скольжения взаимодействует с периодическим полем решетки. Каждый элементарный акт перемещения дислокации, связанный с преодолением энергетического барьера, сопровождается разрывом и последующим восстановлением межатомных связей.

¹ Гомологическая температура – безразмерная величина, численно равная отношению температуры материала к температуре его плавления, выраженных в градусах Кельвина, т. е. $T/T_{пл}$.

Соппротивление, которое оказывает кристаллическая решетка перемещению дислокации (сила трения решетки или напряжение Пайерлса) $\tau_{крит}$, равно

$$\tau_{крит} = \frac{2G}{1 - \mu} \cdot \exp\left(-\frac{2\pi a}{(1 - \mu)b}\right). \text{ Здесь } \tau_{крит} - \text{напряжение, необходимое для}$$

движения единичной дислокации, характеризует сопротивление перемещению дислокации со стороны самой решетки:

G – модуль сдвига;

μ – коэффициент Пуассона;

a – межплоскостное расстояние;

b – расстояние между атомами в направлении сдвига.

Следовательно, это напряжение зависит от:

а) сил межатомного взаимодействия (через модуль G);

б) типа связей между атомами в решетке;

в) соотношения a/b и является минимальным, если сдвиг осуществляется по плоскостям и направлениям плотной упаковки;

г) температуры (через температурную зависимость модуля сдвига G).

1.2.2. Соппротивление скольжению со стороны других дислокаций

При деформации кристалла плотность дислокаций быстро возрастает благодаря генерированию их источником Франка – Рида. Размноженные дислокации вносят вклад в упрочнение материала в результате взаимодействия с существующими дислокациями и между собой.

При движении в плоскости скольжения дислокация реагирует со встречными дислокациями, расположенными в других плоскостях, пересекающих действующую. В этом случае дополнительное сопротивление скольжению зависит от напряжения, необходимого для проталкивания дислокации от источника через дислокационный «лес».

Величина этого напряжения τ_n определяется выражением

$$\tau_n = \tau_0 + AGb\sqrt{\rho},$$

где A – константа, τ_0 – напряжение, необходимое для движения дислокации при отсутствии других (фактически это напряжение Пайерлса), G – модуль сдвига, b – вектор Бюргера и ρ – плотность дислокаций.

В результате взаимодействия на дислокациях образуются ступеньки. Их возникновение эквивалентно увеличению длины дислокации и, следовательно, ее энергии. Дислокация со ступенькой будет скользить менее легко. Если же формируется ступенька с краевой ориентацией на винтовой дислокации, то последняя становится особо малоподвижной, т. к. движение порога возможно только неконсервативным путем (переползанием).

Наконец, важно учитывать вероятность образования в плотноупакованных структурах сидячих дислокаций (дислокаций Франка, Ломер – Коттрелла), которые играют роль эффективных препятствий для скользящих дислокаций.

1.2.3. Влияние примесных атомов (твердорастворное упрочнение)

Все точечные дефекты (вакансии, межузельные атомы, атомы примесей) образуют в решетке поле напряжений и поэтому взаимодействуют с собственным полем дислокации. Такое взаимодействие приводит к понижению упругой энергии кристалла. При этом наиболее важную роль в таком процессе играют примесные атомы. Реакция дислокаций с примесями приводит к перераспределению последних. Такое взаимодействие по своему характеру может быть разнообразным – упругим, химическим и электрическим.

Упругое взаимодействие обусловлено наличием полей напряжений вокруг дислокации и примесного атома. В результате атомы примеси притягиваются к последней. Анализ показывает, что те примесные атомы замещения, радиус которых больше атомного радиуса металла-растворителя, будут стремиться замещать атомы основы в растянутой области (рис. 1.2 а). При обратном соотношении примесные атомы будут располагаться в сжатой области поля напряжений. Атомы внедрения преимущественно располагаются в растянутой области (рис. 1.2 б). В целом возможно образование локальных группировок примесных атомов, формирующих сегрегации на дислокациях (рис. 1.2 в).

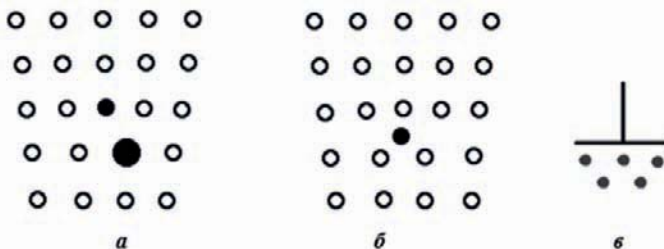


Рис. 1.2. Образование атмосфер Коттрелла: а – при наличии примесных атомов замещения; б – при наличии примесей внедрения; в – образование скоплений примесных атомов

Такое взаимодействие называется *упругим*. Его энергия обратно пропорциональна расстоянию, поэтому примесные атомы стремятся собраться вблизи ядра дислокации, образуя скопления. Такие скопления примесных атомов называются *облаками* или *атмосферами Коттрелла*.

Дислокация, связанная такими атмосферами из примесных атомов, становится малоподвижной. При своем перемещении она стремится увлечь за собой атмосферу Коттрелла, которая в отличие от скользящей дислокации может перемещаться только диффузионным путем. Поэтому скорость движения такой дислокации будет лимитироваться диффузионной подвижностью атомов примеси и, следовательно, зависеть от температуры.

Приведем примеры такого взаимодействия. Так, хорошо известен метод получения высокопрочного состояния цилиндрических пружин из стальной проволоки методом «наклеп-отпуск». Чтобы обеспечить повышенные свойства таких изделий (прежде всего предела упругости), пружину, навитую из холоднодеформированной проволоки, обязательно подвергают заключительному отпуску (деформационному старению). Для углеродистой стали с 0,6÷0,8 % С такой отпуск обычно проводится при 200÷250 °С. В результате наблюдается повышение прочностных свойств, особенно заметно меняется предел упругости (рис. 1.3). Именно эффектом блокирования примесными атомами углерода размноженных волочением дислокаций объясняется подобное изменение свойств – повышение прочностных свойств и снижение пластических. При более высоком нагреве происходит закономерное разупрочнение стали, сопровождающееся повышением пластичности.

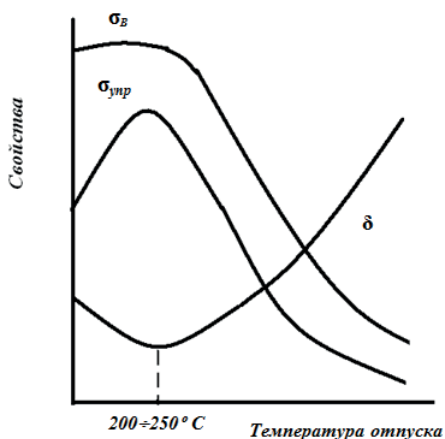


Рис. 1.3. Изменение механических свойств холоднодеформированной стальной проволоки при отпуске

Другой пример обратного свойства. Для изготовления проволоки, используемой для упаковки тюков хлопка, сена, применяется обычно проволока из низкоуглеродистой стали (с содержанием углерода $0,08 \pm 0,10$ %). Обычно ее получают путем отжига и последующего холодного волочения. В таком состоянии она сохраняет достаточную вязкость. Однако после использования проволоки по назначению (упаковки тюков), в условиях длительного хранения (это может составлять несколько месяцев) при обычных климатических температурах может происходить охрупчивание проволоки и ее разрушение (рис. 1.4). Причина та же: произошло направленное перемещение атомов углерода к дислокациям, введенных деформацией, образование сегрегаций и, как результат, охрупчивание материала.



Рис. 1.4. Тюки хлопка после длительного хранения

Суть *химического взаимодействия* состоит в следующем. В плотноупакованных структурах возможно расщепление полных дислокаций на частичные, которые разделяются между собой слоем дефекта упаковки. Атомные слои, образовавшие дефект упаковки, например, в ГЦК решетке, вместо кубической имеют гексагональную сингонию. Различие в типах структуры в смежных областях может привести к тому, что энергия примесного атома внутри дефекта будет меньше, а растворимость больше по сравнению с тем случаем, когда примесный атом находится в решетке без дефекта. Поэтому может возникнуть взаимодействие между расщепленной дислокацией, одной стороны, и примесями, с другой, приводящее к диффузионному перемещению последних и локальному размещению на дефектах.

Подобное взаимодействие называется *химическим*, а образующееся при этом скопление примесей – *атмосферами Сузуки*. Возникающее такое неоднородное распределение атомов растворенного компонента приводит к появлению сил, блокирующих дислокацию.

Электрическое взаимодействие в металлах может быть связано с изменением гидростатического давления вблизи краевой дислокации. Это в свою очередь приводит к перераспределению электронов проводимости, которые переходят из сжатой области в растянутую, образуя электрический диполь. Электронный заряд примесного атома затем может реагировать с полем диполя. Поэтому в результате действия кулоновских сил притяжения произойдет перераспределение примесей и их концентрация возле дислокаций может возрасти.

Присутствие атомов примесей или легирующих элементов следует рассматривать в качестве фактора, способного эффективно влиять на повышение прочностных свойств твердых растворов (так называемое твердорастворное упрочнение).

1.2.4. Влияние частиц выделения (дисперсионное упрочнение)

Межфазовая поверхность раздела может стать эффективным препятствием для скользящих дислокаций. При переходе через границу раздела фаз меняется структура решетки, ее ориентировка. В сплавах вторая фаза обычно распределена внутри матрицы в виде дисперсных включений. Противодействие этих частиц движению дислокаций в плоскости скольжения может иметь различный механизм.

В тех случаях, когда частицы дисперсны, близко расположены друг к другу и когерентны матрице, может действовать механизм перерезания частиц (рис. 1.5). Дислокации оказываются способными проходить непосредственно через частицы, перерезая их. При таком механизме упрочнение достигается по ряду причин:

- а) движению дислокаций препятствует поле упругих искажений вокруг включения;
- б) модуль сдвига частицы (как правило, это карбид или интерметаллидное соединение) обычно больше, чем модуль матричного раствора;
- в) образуется новая поверхность раздела между частицей и матрицей;
- г) если выделение имело упорядоченную структуру, то для разупорядочения в плоскости скольжения при прохождении дислокации требуется дополнительная энергия.

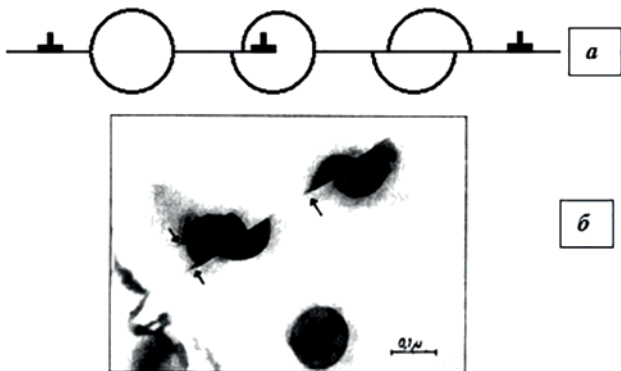


Рис. 1.5. Прохождение дислокации сквозь дисперсную частицу:
 а – схематическое изображение; б – перерезание интерметаллидной фазы
 в никелевом сплаве

Если частицы второй фазы расположены достаточно далеко друг от друга, а сами частицы некогерентны матрице, то может реализоваться так называемый *механизм огибания* или *механизм Орована* (рис. 1.6). В этом случае дислокация под действием приложенного касательного напряжения проталкивается между частицами. Необходимое для этого напряжение τ_{np} составляет величину

$$\tau_{np} = Gb/l,$$

где G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса и l – расстояние между частицами.

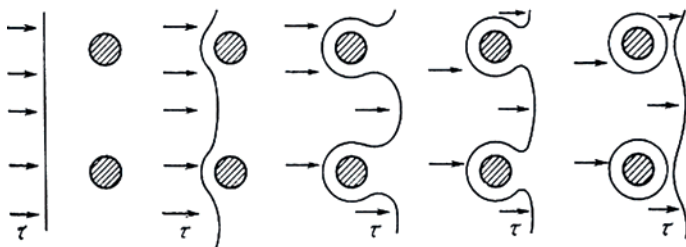


Рис. 1.6. Прохождение дислокацией частиц второй фазы путем огибания

Дислокация, обходя частицы, оставляет вокруг них дислокационные петли, продолжая скользить в прежнем направлении. Каждая новая дислокация, проходя между частицами, оставляет вокруг них петли. При этом эффективное расстояние l между препятствиями будет с каждым разом уменьшаться и любой

последующей дислокации придется уже с большим трудом пробираться между частицами. В результате будет возрастать сопротивление деформации и, как результат, сплав упрочняется.

1.2.5. Влияние дефектов упаковки

Полная винтовая дислокация может сравнительно легко переходить из одной плоскости скольжения в другую путем поперечного скольжения. Однако ее подвижность резко уменьшается, если произойдет расщепление на две частичные дислокации. В этом случае растянутая дислокация будет в состоянии перемещаться только в той плоскости, в которой расположен ее дефект упаковки. Если в плоскости скольжения расщепленной дислокации окажется барьер, то она его все же может обойти поперечным скольжением, но для этого необходимо предварительное стягивание частичных дислокаций в полную, которая и сможет затем перейти в другую плоскость скольжения, пересекающую исходную.

Объединение двух частичных дислокаций в полную потребует затрат дополнительной энергии. Поперечное скольжение растянутых дислокаций оказывается сильно затрудненным в тех случаях, когда энергия дефекта упаковки (ДУ) γ мала, а их ширина d_0 , следовательно, большая. Напротив, легче поперечное скольжение идет тогда, когда энергия ДУ велика.

Это значит, что металлы с высокой энергией ДУ (например, *Al*, *Ni*, *Pb*) являются весьма пластичными материалами, поскольку дислокации обладают высокой подвижностью и достаточно легко могут преодолевать барьеры. С другой стороны, в металлах с низкой энергией ДУ (*Cu*, *Au*, *Ag*) растянутые дислокации более устойчивы, их труднее стянуть в полные. При этом вероятность образования дефектов упаковки возрастает по мере уменьшения энергии ДУ. Пластическая деформация способствует увеличению количества дефектов упаковки, при этом в тем большей степени, чем ниже их энергия.

Образование дефектов упаковки во многом определяет деформационное упрочнение, например металлов и сплавов с ГЦК решеткой. При этом уровень стабильности созданных дефектов упаковки будет определять степень упрочнения при деформации. Величина энергии ДУ обычно понижается при легировании, причем в разной степени в зависимости от природы примеси (легирующего элемента). Так, в медных сплавах наиболее сильное упрочнение при деформации наблюдается в случае легирования *Sn* (оловянные бронзы), в меньшей степени – *Al* (алюминиевая бронза) и еще меньше – при введении *Zn* (латунь).

1.2.6. Влияние границ зерен (зернограницное упрочнение)

Границы зерен оказывают сложное влияние на дислокации. Они создают свое поле напряжений и могут задерживать движение дислокаций. Барьерное воздействие границ обусловлено тем, что при переходе через нее скачкообразно изменяются направления и плоскости скольжения. При этом эффективность границ как препятствий усиливается с увеличением угла разориентировки. В этом случае дислокации, дойдя до границы, надежно задерживаются у нее и деформация локализуется в микрообъеме, а общее сопротивление деформации поликристаллического материала возрастает.

Известна зависимость между пределом текучести σ_T и размером зерна d металла (уравнение Холла – Петча):

$$\sigma_T = \sigma_0 + k/\sqrt{d} , \quad (1.6)$$

где σ_T – предел текучести; σ_0 – в общем случае под этим понимают напряжение трения решетки; k – константа, величина которой определяется наличием сегрегаций примесных атомов внедрения.

Под величиной d в широком смысле понимают расстояние, которое проходит дислокация, не встречая сопротивления (длина свободного пробега). В чистом металле это может быть величина зерна или субзерна, в сплаве с гетерофазной структурой – расстояние между частицами выделений.

Влияние границ на упрочнение в сильной мере зависит от температуры. При достаточно низких температурах ($< 0,25T_{nl}$) граница, как отмечалось, является эффективным препятствием для распространения деформации от зерна к зерну. При высоких температурах (обычно $> 0,7T_{nl}$) межзеренные границы уже не являются надежными барьерами для торможения дислокаций. В этом случае большое значение приобретают диффузионные процессы, способные вызвать пластическое течение за счет реализации вакансионного механизма деформации.

1.3. Прочность и плотность дислокаций

Зависимость прочности от плотности дислокаций ρ описывается кривой с экстремумом (рис. 1.7). При $\rho \approx 0$ фиксируется максимально допустимая прочность, равная теоретической. Введение дефектов ведет затем к катастрофическому падению прочности до какого-то минимума, отвечающему отожденному

состоянию. Дальнейшее повышение ρ приводит к возрастанию прочностных свойств.

Таким образом, существуют два принципиально разных способов получения высокопрочного состояния:

– создание бездефектных материалов, в которых вследствие отсутствия несовершенств пластический сдвиг может осуществляться мгновенно (модель жесткого сдвига), при котором разрыв межатомных связей происходит сразу у всех;

– получение материалов с высокой концентрацией дефектов.

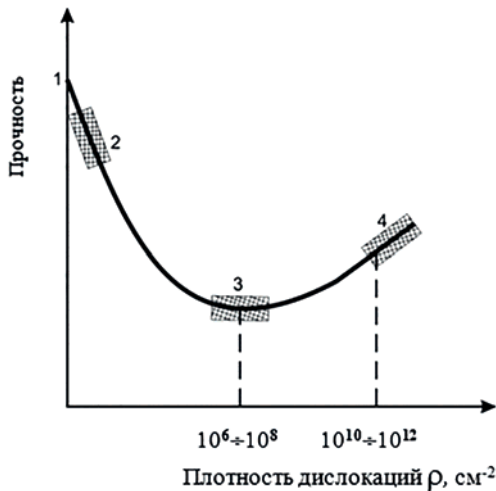


Рис. 1.7. Зависимость прочности металла от плотности дислокаций:
1 – теоретическая прочность; 2 – бездефектные кристаллы («усы»);
3 – отожженные металлы; 4 – сплавы, упрочненные наклепом,
термической или термомеханической обработкой

Первый путь практически реализуется путем выращивания специальных нитевидных кристаллов («усов»); они характеризуются идеальным (совершенным) строением, особой геометрией (соотношение длины и поперечного сечения $\sim 10^2 \div 10^3$) и прочностью, близкой к теоретической.

Второй путь – наиболее практичный, состоит в получении материалов с высокой плотностью дефектов. Пути достижения: а) пластическая деформация, б) термическая обработка и в) их комбинация (термомеханическая обработка).

Нитевидные кристаллы (усы) – это тонкие монокристаллы, в поперечном размере имеющие микронные размеры. Они являются единственными материа-

лами, прочность которых приближается к теоретической. Это обусловлено тем, что их структура с точки зрения бездефектности является практически идеальной (рис. 1.8).

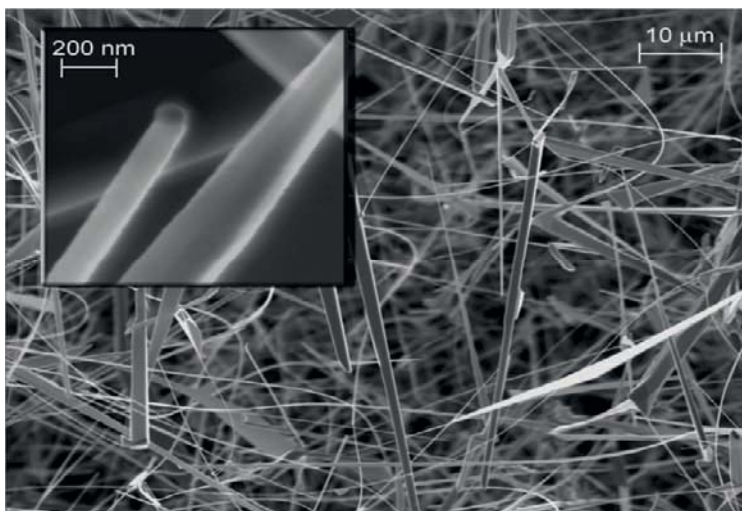


Рис. 1.8. Нитевидные кристаллы оксида олова, полученные осаждением из газовой среды

Основным способом получения нитевидных кристаллов являются осаждение из газовой фазы, а также кристаллизация из расплавов или растворов. Обычно удается получить кристаллы длиной несколько миллиметров (до $2\div 10$ мм). Попытки вырастить кристаллы большего сечения приводят к катастрофическому падению прочности вследствие резкого ухудшения состояния поверхности и возникновения концентраторов напряжений.

Нитевидные кристаллы, имея уникальную прочность, находят, однако, ограниченное применение вследствие сложности их получения, трудности получения более габаритных размеров, малых объемов производства и, как следствие, высокой стоимости. Практическое применение их возможно в качестве высокочувствительных тензодатчиков, высокопрочных нитей в приборах. Одним из перспективных путей применения нитевидных кристаллов является использование их в качестве упрочняющих волокон в композиционных материалах.

Сравнительные данные о механических свойствах таких материалов приведены в табл. 1.2.

Таблица 1.2

Механические характеристики идеальных и реальных
металлических кристаллов

Кристалл	Предел прочности, МПа	Величина упругой деформации, %	Величина пластической деформации, %
Идеальные кристаллы (расчет)	$(1,5 \div 2,0)10^4$	1÷5	0
Нитевидные кристаллы	$(0,5 \div 1,4)10^4$	0,5÷2	1
Реальные кристаллы	1÷10	10^{-2}	От десятков до сотен

Понятно, что ведущую роль в создании высокопрочных материалов играет альтернативное научное направление – использование технологий, направленных на получение материалов с повышенной концентрацией дефектов кристаллической решетки. Ими являются разнообразные приемы силового (операции обработки давлением), теплового (методы термической обработки) воздействия, а также комбинированные способы, сочетающие пластическую деформацию с термообработкой (термомеханическое упрочнение).

1.4. Виды деформации

Пластическую деформацию, составляющую основу обработки металлов давлением, следует рассматривать с двух позиций. С одной стороны, она является важной технологической операцией, способной придать обрабатываемому материалу заданную форму и размеры. С другой стороны, такая деформация выступает как мощный фактор воздействия на внутреннее строение и, следовательно, как способ направленного регулирования различных свойств материала – механических, физических, химических. Поэтому режимы пластической деформации (как и методы термической обработки) рассматриваются в качестве основных технологических приемов, способных существенным и нужным образом регулировать служебные характеристики металлов и сплавов.

Вместе с тем, немаловажное значение приобретает и упругая деформация. Она предшествует пластическому течению и поэтому полезно знать физические условия ее протекания и, соответственно, факторы, на нее влияющие. Кроме того, существует множество случаев в операциях обработки давлением или в процессе эксплуатационного нагружения, когда совершенно необходимо исключить вероятность прохождения пластической деформации. Например, это

различные инструменты (валки, штампы, волокна и т. д.), упругие элементы (пружины), деформация которых при нагружении не должна выходить за пределы упругой области.

1.4.1. Упругая деформация

Важно установить закономерности, которые связывают напряжения, возникающие при приложении к образцу нагрузки, с соответствующими деформациями. Чаще всего эту зависимость определяют при механических испытаниях (обычно используют испытание на растяжение), которая может быть описана кривой, изображенной на рис. 1.9.

Весьма условно экспериментальную кривую удобно разделить на три различных участка, каждый из которых характеризует специфическое поведение исследуемого материала. В области небольших напряжений удлинение растет линейно. Это участок упругой деформации OA – после снятия нагрузки длина образца восстанавливается, т. е. деформация полностью устраняется. На втором участке AB при увеличении напряжения возникает остаточная, или *пластическая*, деформация, при этом она равномерно распределена по длине образца. На третьем участке BC пластическая деформация переходит в сосредоточенную (локальную), в образце образуется «шейка», напряжение уменьшается и затем наступает разрушение. Оба вида деформации обусловлены разными кристаллофизическими механизмами и рассматривать их нужно отдельно. Рассмотрим первый участок диаграммы растяжения, отражающий упругое поведение материалов.

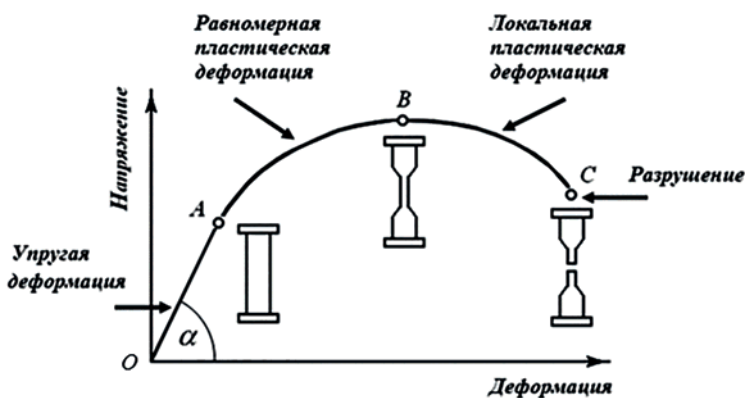


Рис. 1.9. Кривая растяжения

Кривую растяжения принято строить в координатах «напряжение σ – деформация ε ». При этом в случае испытания на осевое растяжение обычно используется так называемое *условное напряжение* σ , которое определяется путем деления действующей нагрузки P на площадь поперечного сечения F . Условным его считают потому, что меняющуюся в процессе нагружения нагрузку делят на постоянную величину площади поперечного сечения образца, за которую принимают исходный размер F_0 . Подобным образом рассчитывать напряжение методически удобнее. Однако если в ходе испытания расчет вести путем деления меняющейся нагрузки на меняющееся же сечение, то полученное напряжение считается *истинным* и его обозначают символом t . Кроме того, принято нормальное напряжение обозначать как σ , а касательное – как τ .

На графике кривой растяжения (рис. 1.10) на оси ординат указываются характеристики, определяющие сопротивление материала деформации и разрушению σ (показатели прочностных свойств), а на оси абсцисс – величину деформации ε , которую образец выдерживает до разрушения (показатели пластических свойств).

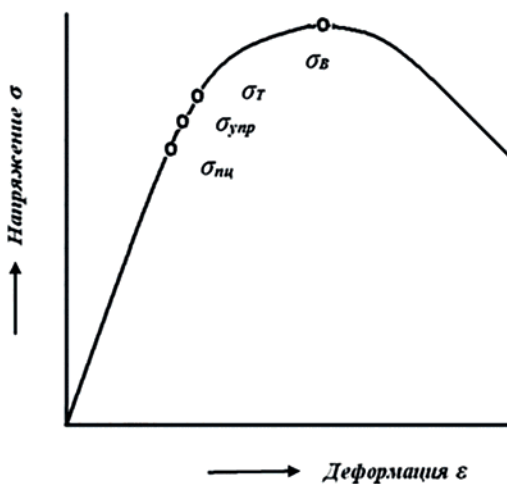


Рис. 1.10. Диаграмма условных напряжений

Соответственно характеристики прочности:

- условный предел упругости $\sigma_{упр}$ ($\sigma_{0,01}$);
- условный предел текучести σ_T ($\sigma_{0,2}$);
- предел прочности (временное сопротивление) σ_B .