

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное  
учреждение высшего образования  
«Пермский национальный исследовательский  
политехнический университет»

**Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов**

**ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ  
И МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛОВ**

*Курс лекций*

*Утверждено*

*Редакционно-издательским советом университета*

Издательство  
Пермского национального исследовательского  
политехнического университета  
2020

УДК 669.018.2(078)

С 375

Рецензенты:

д-р техн. наук, профессор *Ю.Д. Щицын*  
(Пермский национальный исследовательский  
политехнический университет);

д-р физ.-мат. наук, профессор *Л.В. Спивак*  
(Пермский государственный национальный  
исследовательский университет)

**Симонов, Ю.Н.**

С 375     Физика прочности и механические испытания металлов :  
курс лекций / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов. – Пермь : Изд-  
во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2020. – 199 с.

ISBN 978-5-398-02349-7

Изложены закономерности протекания упругой и пластической деформации, основные механизмы упрочнения, рассмотрены основные положения механики разрушения и методы определения характеристик механических свойств металлических материалов.

Предназначено для студентов, обучающихся по направлению подготовки бакалавров 22.03.02 «Металлургия» (профиль «Металловедение и термическая обработка стали и высокопрочных сплавов»). Может быть полезно аспирантам, преподавателям и другим специалистам, работающим в области металловедения и термической обработки сталей и сплавов.

УДК 669.018.2(078)

ISBN 978-5-398-02349-7

© ПНИПУ, 2020

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие.....	4
<b>МОДУЛЬ I. Упругость и пластичность металлов.</b>	
<b>Механизмы упрочнения. Теория и практика</b>	
<b>механических испытаний .....</b>	<b>7</b>
Тема 1. Напряженное и деформированное состояние .....	7
Тема 2. Упругие свойства металлов. Характеристики упругости .....	21
Тема 3. Неполная упругость металлов и сплавов .....	34
Тема 4. Пластическая деформация металлов и сплавов .....	43
Тема 5. Механизмы упрочнения металлов и сплавов .....	56
Тема 6. Проведение испытаний.....	92
<b>МОДУЛЬ II. Разрушение металлов и сплавов .....</b>	<b>117</b>
Тема 7. Хрупкое и вязкое разрушение металлов и сплавов .....	117
Тема 8. Усталость металлов и сплавов .....	161
Тема 9. Ползучесть металлов и сплавов.....	173
Тема 10. Износ металлических материалов .....	185
Тема 11. Конструкционная прочность сталей и сплавов .....	193
Список рекомендуемой литературы .....	198

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Дисциплина «Физика прочности и механические испытания металлов» является одной из профильных дисциплин в курсе бакалаврской подготовки по направлению 22.03.02 «Металлургия» (профиль «Металловедение и термическая обработка стали и высокопрочных сплавов»).

Кроме того, данный курс является одним из завершающих в цикле подготовки бакалавров, а потому опирается на знания, приобретенные студентами в предыдущие три года обучения.

Актуальность создания курса лекций по данной дисциплине связана с тем, что последним изданным пособием по этой теме является учебник для вузов В.С. Золоторевского «Механические свойства металлов», 3-е издание которого вышло в 1998 г., т.е. 20 лет назад.

В предлагаемом вниманию читателя курсе лекций сосредоточен опыт 30-летнего преподавания дисциплин «Механические свойства металлов» и «Физика прочности и механические испытания сталей и сплавов» студентам специальности «Металловедение и термическая обработка металлов» (МТО) Пермского национального исследовательского политехнического университета одним из авторов настоящего пособия.

Если вспомнить вид диаграммы растяжения, то выяснится, что она состоит из нескольких участков, а именно: участка упругой деформации, упруго-пластического перехода, участка пластической деформации, равномерной и сосредоточенной, а также точки разрыва, т.е. окончательного разрушения образца.

Предлагаемый вниманию читателя курс лекций по дисциплине «Физика прочности и механические испытания металлов» именно так и построен: вначале рассматривается напряженно-деформированное состояние, затем закономерности упругой деформации и упруго-пластического перехода, далее пластическая деформация и механизмы упрочнения сталей и сплавов. Завершают курс лекции о различных видах разрушения: хрупком, вязком, усталостном, разрушении при ползучести и в условиях изнашивания.

Поскольку данный курс является одним из завершающих в цикле бакалаврской подготовки по направлению 22.03.02 «Металлургия» (профиль «Металловедение и термическая обработка стали и высокопрочных сплавов»), в нем использованы знания, полученные студентами за предыдущие периоды обучения. В связи с этим перед изучением данного курса будет полезно освежить свои знания по таким дисциплинам, как «Сопротивление материалов», «Кристаллография», «Дефекты кристаллического строения металлов», «Теория термической обработки».

В рабочей программе дисциплины весь курс разбит на 2 части (2 модуля), первая из которых посвящена рассмотрению вопросов, связанных с упругой и пластической деформацией и механизмами упрочнения сталей и сплавов, а вторая – изучению закономерностей различных видов разрушения. В свою очередь, каждая часть разбита на темы. Всего в курсе 11 тем (6 тем в первом модуле и 5 во втором). Каждая тема предваряется перечнем вопросов, которые рассматриваются при изучении данной темы, а заканчивается контрольными вопросами и указанием основной литературы, в которой можно получить дополнительную информацию по данной теме.

Курс предназначен для бакалавров-металловедов, поэтому особое внимание уделено вопросам влияния структурных факторов на те или иные явления, связанные с деформацией, упрочнением и разрушением сталей и сплавов.

Самое большое внимание при создании данного курса лекций обращено на темы, которые авторы считают главными в этом курсе. Это темы, связанные с механизмами упрочнения сталей и сплавов (тема 5), а также с основными видами разрушения – вязким и хрупким разрушением и вязко-хрупким переходом (тема 7).

Преподавание данной дисциплины в ПНИПУ предусматривает цикл лабораторных работ (к ним изданы отдельные методические указания), в которых подробно рассматриваются вопросы, связанные с определением твердости, а также характеристик прочности и пластичности по результатам испытаний на растяжение. В связи с этим авторы сочли возможным не представлять этот материал в курсе лекций подробно и ограничиться общими указаниями. В то

же время более сложные вопросы, связанные с определением ударной вязкости, критической температуры хрупкости, вязкости разрушения и предела трещиностойкости, достаточно подробно освещены в пособии.

Безусловно, материал, представленный в данном курсе лекций, не является раз и навсегда заданной истиной, а представляет собой руководство к действию, базу, владение которой позволит успешно осваивать более сложные вопросы, связанные, например, с механическими свойствами металлических наноматериалов.

В заключение авторы выражают надежду, что данный курс лекций может оказаться полезным не только студентам-металловедам, но и студентам других направлений и специальностей, а также магистрантам и аспирантам.

# МОДУЛЬ I. Упругость и пластичность металлов.

## Механизмы упрочнения. Теория и практика механических испытаний

### Тема 1. НАПРЯЖЕННОЕ И ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ

#### *Вопросы по теме*

1. Понятие о напряжении. Касательные и нормальные, условные и истинные напряжения.
2. Напряженное состояние.
3. Коэффициент мягкости напряженного состояния.
4. Схемы напряженного состояния.
5. Деформации. Деформированное состояние.
6. Методы обнаружения и измерения деформаций. Тензометрия.

#### 1.1. Силы и напряжения

В состоянии равновесия, например при статическом нагружении, внешние силы уравниваются реакцией материала – силами межатомного взаимодействия. Эти внутренние силы и определяют уровень сопротивления материала деформации. Для количественной оценки сопротивления материала деформации при нагружении удобнее использовать не величину внутренних сил, а их интенсивность, или **напряжение**. Напряжение, подобно усилию (силе), является векторной величиной.

Рассмотрим стержень с площадью поперечного сечения  $F_0$ , на который действует усилие, равное  $P$ , ориентированное вдоль продольной оси стержня, т.е. перпендикулярно площадке  $F_0$  (рис. 1.1). В этом случае напряжение  $S_0$  будет равно отношению усилия к площади поперечного сечения:

$$S_0 = P/F_0.$$

В общем случае усилие может быть ориентировано произвольно к площадке. Пусть имеется площадка, нормаль к которой составляет

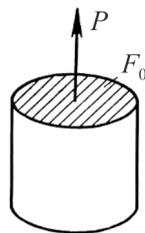


Рис. 1.1. Схема для определения напряжения

угол  $\alpha$  с направлением действия осевого усилия  $P$  (рис. 1.2). Тогда площадь этой площадки  $F_\alpha = F_0/\cos\alpha$ . В этом случае усилие  $P$  можно разложить на две составляющие:  $P_s$ , которая ориентирована перпендикулярно (нормально) площадке, и  $P_t$ , которая лежит в плоскости площадки.

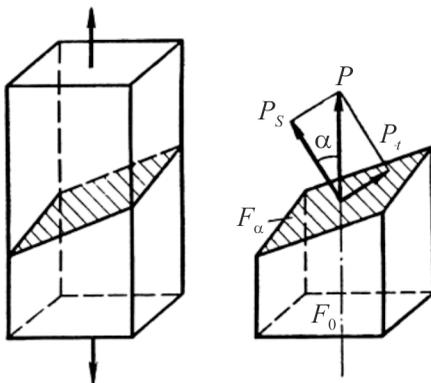


Рис. 1.2. Схемы для определения касательных и нормальных напряжений

Напряжение  $S$ , соответствующее составляющей  $P_s$ , определяется как отношение  $P_s$  к  $F_\alpha$ :

$$S = \frac{P_s}{F_\alpha} = P \cdot \frac{\cos^2 \alpha}{F_0} = S_0 \cdot \cos^2 \alpha.$$

Подобные напряжения, действующие по нормали к площадке, называют *нормальными напряжениями*.

Другую составляющую напряжения  $t$ , соответствующую  $P_t$ , можно рассчитать как отношение  $P_t$  к  $F_\alpha$ :

$$t = \frac{P_t}{F_\alpha} = \frac{P \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha}{F_0} = S_0 \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha.$$

Такие напряжения, действующие в плоскости площадки или параллельно ей, называют *касательными напряжениями*.

Из анализа данных выражений следует, что максимальное нормальное напряжение  $S_{\max} = S_0$  реализуется в том случае, если нормаль к площадке составляет с направлением действия усилия угол,

равный  $0^\circ$  (при  $\alpha = 0^\circ \cos \alpha = 1$ ). Максимальное касательное напряжение  $t_{\max} = 0,5 \cdot S_0$  наблюдается в том случае, если нормаль к площадке составляет с направлением действия усилия угол, равный  $45^\circ$  (при  $\alpha = 45^\circ \cos \alpha = \sin \alpha = \frac{\sqrt{2}}{2}$ ). Таким образом, при одноосном растяжении максимальное касательное напряжение в 2 раза меньше максимального нормального напряжения:

$$\frac{t_{\max}}{S_{\max}} = \frac{0,5 \cdot S_0}{S_0} = 0,5.$$

Напряжения, которыми оперируют в механике, могут быть истинными и условными. Известно, что в процессе нагружения величина площадки, на которую действуют напряжения, меняется. Если эти изменения не учитывают, то напряжение рассчитывают как отношение нагрузки в данный момент времени  $P_i$  к исходной площади поперечного сечения:

$$\sigma_i = \frac{P_i}{F_0}.$$

Такое напряжение называют *условным*. Если же усилие  $P_i$  относят к величине фактического сечения в данный момент времени  $F_i$ , то получают значение *истинного* напряжения:

$$S_i = \frac{P_i}{F_i}.$$

Физический смысл имеют только истинные напряжения, однако на практике часто более удобно пользоваться условными напряжениями. Это особенно оправданно при малых степенях деформации (в пределах упругого участка), когда изменение площади поперечного сечения невелико.

Истинные напряжения обычно обозначают латинскими буквами  $S$  (нормальные напряжения) и  $t$  (касательные напряжения). Условные напряжения принято обозначать греческими аналогами латинских букв  $\sigma$  (нормальные напряжения) и  $\tau$  (касательные напряжения).

## 1.2. Напряженное состояние

Для оценки напряжений, создаваемых в материале действием внешней нагрузки (силы, усилия), необходимо знать величину и направление этой силы, а также величину площадки, на которую действует эта сила, и ее ориентацию к вектору силы.

*Напряженное состояние* в некоторой точке тела (и в любом сечении, проходящем через эту точку) считается определенным, если известны напряжения на трех взаимно перпендикулярных площадках в этой точке. Для описания напряженного состояния в точке используют разложение результирующих напряжений на трех гранях бесконечно малого параллелепипеда (куба) по трем координатным осям. Легко показать, что действие произвольно ориентированного вектора напряжения на какую-либо площадку эквивалентно действию одного нормального и двух касательных напряжений (рис. 1.3). Тогда действие трех напряжений можно представить как совокупность трех нормальных и шести касательных напряжений (рис. 1.4.).

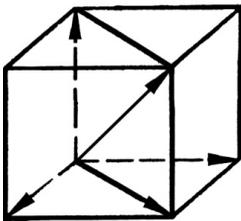


Рис. 1.3. Схема разложения произвольно ориентированного вектора напряжения на один вектор нормального напряжения и два вектора касательных напряжений

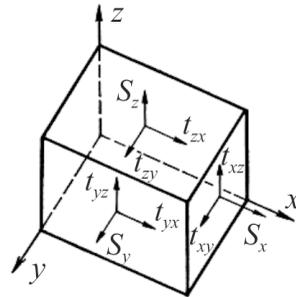


Рис. 1.4. Система взаимно уравновешенных напряжений, действующих на грани параллелепипеда

Математически напряженное состояние в точке описывают с помощью тензора напряжений, включающего девять членов:

$$\mathbf{S} = \begin{Bmatrix} S_x & t_{xy} & t_{xz} \\ t_{yx} & S_y & t_{yz} \\ t_{zx} & t_{zy} & S_z \end{Bmatrix}$$

При этом из условия неподвижности кубика (условия равновесия) следует, что  $t_{xy} = t_{yx}$ ,  $t_{xz} = t_{zx}$ ,  $t_{yz} = t_{zy}$ . Тогда для определения напряженного состояния в точке достаточно знать три нормальных и три касательных напряжения.

Для трех взаимно перпендикулярных векторов  $S_x$ ,  $S_y$ ,  $S_z$  всегда можно выбрать систему координат, в которой они будут параллельны осям (перпендикулярны граням кубика). В этом случае все касательные напряжения обратятся в нуль, а все нормальные примут максимальные значения:  $S_{x \max}$ ,  $S_{y \max}$ ,  $S_{z \max}$ . Если принять, что  $S_{x \max} = S_1$ ,  $S_{y \max} = S_2$ ,  $S_{z \max} = S_3$ , и выполнить условие  $S_1 > S_2 > S_3$ , то тензор напряжений примет следующий вид:

$$\mathbf{S} = \begin{Bmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{Bmatrix}$$

Такой тензор называют *главным тензором напряжений*, а напряжения  $S_1$ ,  $S_2$  и  $S_3$  – *главными напряжениями*.

Зная главные напряжения и ориентировку главных осей, можно определить нормальные и касательные напряжения на любой произвольно ориентированной площадке.

### 1.3. Коэффициент мягкости напряженного состояния

Напряженное состояние, возникающее в образце, заготовке или изделии, существенным образом влияет на процессы деформации и разрушения. Важнейшей характеристикой любого напряженного состояния является *коэффициент мягкости*  $\beta$ , который находится как отношение максимального касательного напряжения, которое реализуется при данном напряженном состоянии, к максимальному

нормальному напряжению:  $\beta = \frac{t_{\max}}{S_{\max}}$ .

Результатом действия нормальных напряжений является разрыв межатомных связей – разрушение, а действие касательных напряжений вызывает в металлах необратимый сдвиг – пластическую деформацию. Вот почему при хрупком разрушении поверхность излома расположена нормально к вектору внешнего усилия, а при вязком разрушении, которому предшествует пластическая деформация, поверхность излома расположена под углом в  $45^\circ$  по отношению к направлению действия внешнего усилия.

Поскольку касательные напряжения способствуют развитию пластической деформации, а нормальные – хрупкому разрушению, с увеличением  $\beta$  материал проявляет все более высокую пластичность (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Значения коэффициента мягкости при различных видах напряженного состояния

№ п/п	Вид напряженного состояния	Коэффициент мягкости напряженного состояния
1	Трехосное сжатие	4
2	Одноосное сжатие	2
3	Кручение	4/5
4	Одноосное растяжение	1/2
5	Двухосное растяжение	2/3
6	Трехосное растяжение	2/5

Таким образом, при обработке металлов давлением касательные напряжения являются весьма полезными, а нормальные – крайне нежелательными. При проведении испытаний необходимо стремиться к тому, чтобы напряженное состояние, реализуемое в процессе испытаний, было идентично тому, которое деталь или конструкция испытывают в процессе эксплуатации.

#### 1.4. Схемы напряженного состояния

При выборе напряженного состояния для испытаний полезно пользоваться схемами напряженного состояния. *Схема напряженного состояния* – это графическое изображение сочетания напряжений.

Схемы напряженного состояния дают представление о величине и знаке преобладающих напряжений на главных площадках. Схемы, имеющие напряжения одного знака, называют одноименными; схемы, имеющие напряжения разных знаков, – разноименными.

Всего возможных схем главных напряжений девять: две линейные ( $L_1$  и  $L_2$ ), три плоские ( $\Pi_1$ ,  $\Pi_2$  и  $\Pi_3$ ) и четыре объемные ( $O_1$ ,  $O_2$ ,  $O_3$  и  $O_4$ ) (рис. 1.5).

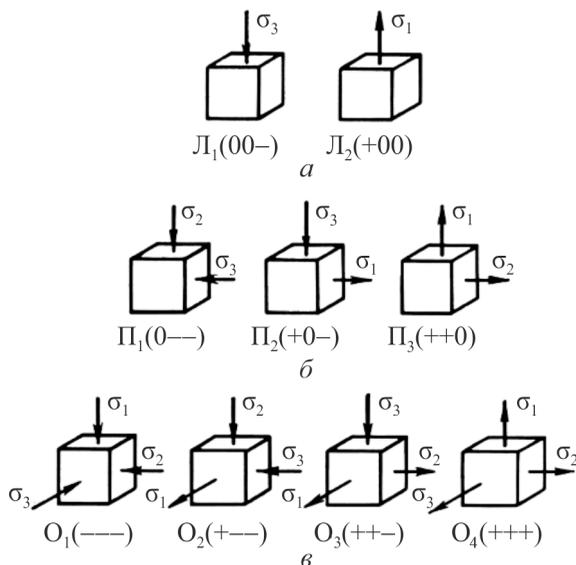


Рис. 1.5. Схемы напряженных состояний:  
*a* – линейных, *б* – плоских, *в* – объемных

*Линейные* схемы представляют одноосное сжатие ( $L_1$ ) и одноосное растяжение ( $L_2$ ).  $L_1$  реализуется при свободной ковке, прокатке узких заготовок без трения;  $L_2$  – при растяжении проволоки и канатов, а также разрывных образцов до момента образования шейки.

*Плоские* схемы отражают двухосное сжатие ( $\Pi_1$ ), сжатие по одной оси и растяжение по другой ( $\Pi_2$ ), двухосное растяжение ( $\Pi_3$ ).  $\Pi_1$  реализуется при прокатке широкой полосы или при деформации в закрытом инструменте.  $\Pi_2$  имеет место при кручении цилиндрического стержня. Напряженное состояние  $\Pi_3$  испытывает обечайка

емкости, нагруженной внутренним давлением (цилиндрический баллон с газом). Такое же напряженное состояние возникает в туго затянутом брючном ремне.

Схемы *объемного напряженного состояния*:

– трехосное сжатие ( $O_1$ ) (имеет место при прессовании, прокатке листов, осадке);

– сжатие по двум осям и растяжение по третьей оси ( $O_2$ ) (реализуется при волочении);

– сжатие по одной оси и растяжение по двум другим осям ( $O_3$ );

– растяжение по всем трем осям ( $O_4$ ) (самый жесткий (наименее мягкий) вид напряженного состояния, возникает, например, в обечайке сферической емкости, нагруженной внутренним давлением).

В заключение отметим, что при расчетах растягивающие напряжения записываются в формулы со знаком «плюс», а сжимающие напряжения – со знаком «минус». Так, главный тензор напряжений для трехосного сжатия запишется в общем виде следующим образом:

$$\sigma = \begin{Bmatrix} -\sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & -\sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & -\sigma_3 \end{Bmatrix}$$

## 1.5. Деформации. Деформированное состояние

*Деформацией* называют изменение формы и размеров тела под действием напряжений от внешних нагрузок. Деформации, исчезающие после снятия напряжений, называют упругими, а сохраняющиеся после снятия напряжений – пластическими или остаточными.

Наиболее широко используют следующие характеристики деформации: удлинение (укорочение), сдвиг и сужение (уширение).

Если образец, имеющий начальную длину  $l_0$ , под действием напряжения увеличил свою длину до некоторой конечной длины  $l_k$ , то *абсолютное удлинение*, или абсолютную деформацию,  $\Delta l$  можно определить как разность конечной и начальной длины:  $\Delta l = l_k - l_0$ .

Для инженерных расчетов чаще используют *относительную деформацию*  $\varepsilon$  (или относительное удлинение  $\delta$ ), которая позволяет сравнивать деформацию образцов с различной начальной длиной:

$$\varepsilon = \frac{l_k - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0},$$

или

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100 \text{ \%}.$$

Величина  $\varepsilon$  является условной характеристикой, поскольку деформация с самого начала развивается на непрерывно изменяющейся длине  $l$  и, следовательно, отношение  $\frac{\Delta l}{l_0}$  лишено физического смысла и не обладает свойством аддитивности (простого сложения).

Приведем пример: допустим, образец длиной  $l_0 = 10$  мм сначала деформировали до  $l_1 = 11$  мм, а затем до  $l_2 = 12$  мм.

$$\text{Тогда } \varepsilon_1 = \frac{11-10}{10} \cdot 100 \text{ \%} = 10 \text{ \%}, \text{ а } \varepsilon_2 = \frac{12-11}{11} \cdot 100 \text{ \%} = 9,1 \text{ \%}.$$

Сумма этих относительных деформаций составит 19,1 %. Если же сразу деформировать образец от  $l_0 = 10$  мм до  $l_2 = 12$  мм, то общая деформация составит 20 % ( $\varepsilon_{\text{общ}} = \frac{12-10}{10} \cdot 100 \text{ \%} = 20 \text{ \%}$ ), т.е.

$$\varepsilon_{\text{общ}} \neq \varepsilon_1 + \varepsilon_2.$$

Свойством аддитивности обладает истинная деформация  $e$ , которая рассчитывается следующим образом. При устремлении величины абсолютной деформации  $\Delta l$  к нулю необходимо взять интеграл от  $dl$  по  $l$  на участке от  $l_0$  до  $l_k$ :

$$e = \int \frac{dl}{l} = \ln \left( \frac{l_k}{l_0} \right).$$

Между условной и истинной деформацией существует простая связь:

$$e = \ln (\varepsilon + 1).$$

В области малых деформаций, например, на упругом участке, можно считать, что  $e \approx \varepsilon$ .

Деформации удлинения и укорочения обычно происходят под действием нормальных напряжений. Касательные напряжения вызывают *сдвиговые деформации*, которые оценивают по углу сдвига  $\alpha$  или по величине относительного сдвига  $g = \operatorname{tg} \alpha$ .

Различают сдвиговые деформации простого сдвига (рис. 1.6, *a*) и чистого сдвига (рис. 1.6, *б*). Величина деформации при простом сдвиге  $g = \operatorname{tg} \alpha$ , при чистом сдвиге деформация составляет половину деформации простого сдвига:

$$g_{xy} = 0,5 \cdot g.$$

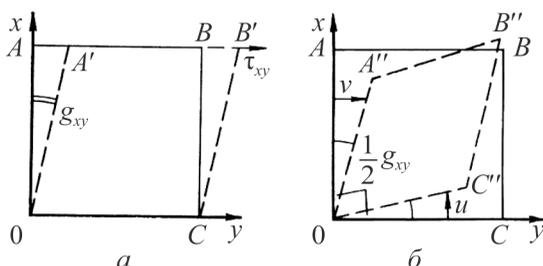


Рис. 1.6. Схемы сдвиговых деформаций:  
*a* – простой сдвиг; *б* – чистый сдвиг

Совокупность удлинений и сдвигов ( $e$  и  $g$ ) по аналогии с тензором напряжений составляет тензор деформаций, который позволяет определить  $e$  в любом направлении и  $g$  в любой плоскости:

$$\mathbf{g} = \begin{Bmatrix} e_x & \frac{1}{2}g_{xy} & \frac{1}{2}g_{xz} \\ \frac{1}{2}g_{yx} & e_y & \frac{1}{2}g_{yz} \\ \frac{1}{2}g_{zx} & \frac{1}{2}g_{zy} & e_z \end{Bmatrix}.$$

В случае если три главных направления деформации (в которых все сдвиги равны 0) заранее известны и их можно совместить

с координатными осями, тензор деформации характеризуется совокупностью трех главных удлинений:

$$\mathbf{e} = \begin{Bmatrix} e_x & 0 & 0 \\ 0 & e_y & 0 \\ 0 & 0 & e_z \end{Bmatrix}$$

При пластической деформации, например в процессе испытаний, выполняется принцип постоянства объема деформируемого материала. Важным следствием постоянства объема является равенство нулю суммы трех главных удлинений:

$$e_1 + e_2 + e_3 = 0.$$

Отсюда становится ясно, что главные деформации не могут быть все одного знака. Таким образом, при объемной деформации возможны лишь три схемы главных деформаций (в отличие от объемного напряженного состояния, при котором, как было показано (см. рис. 1.5), возможны четыре схемы объемного напряженного состояния):

1) одна деформация положительная (деформация удлинения), а две других – отрицательные (деформации укорочения) ( $D_1$ ):  $e_1 = -(e_2 + e_3)$ ;

2) одна деформация положительная, другая – отрицательная, а третья равна нулю ( $D_2$ ):  $e_1 = -e_2, e_3 = 0$ ;

3) две деформации положительные, одна – отрицательная ( $D_3$ ):  $e_1 + e_2 = -e_3$ .

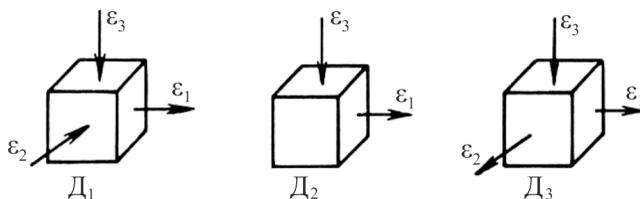


Рис. 1.7. Схемы деформированного состояния

Графически эти случаи объемного деформированного состояния показаны на рис. 1.7.

## 1.6. Методы обнаружения и измерения деформаций. Тензометрия

**Метод сеток.** Наиболее простой и хорошо разработанный метод обнаружения и измерения деформаций – это метод сеток. Метод заключается в том, что на тело, деформацию которого предстоит изучить, наносят сетку с квадратными ячейками. Размер ячейки называют базой. База может изменяться от нескольких микрон до нескольких миллиметров. Для испытаний при пониженной или комнатной температуре сетку наносят типографской краской или фотометодом. Для испытаний при повышенных температурах сетку наносят механическим способом, чаще всего алмазной иглой.

При деформации образца или детали ячейки сетки также изменяют свои размеры. По изменению размеров базы сетки можно легко рассчитать величину деформации.

Метод прост, удобен для измерений, но может быть использован только для измерения достаточно больших пластических деформаций (5 % и более).

**Метод моделей.** Для изучения деформаций в упругой области вместо металла используют резиновую модель, на которую наносят сетку и затем изучают ее деформацию. Метод прост, удобен для измерений, но поведение резиновой модели может существенным образом отличаться от поведения металлической детали.

**Электротензометрия.** Метод состоит в измерении напряжений и деформаций с помощью электронных датчиков, которые включены в систему электронного силоизмерителя. Основными элементами электронного силоизмерителя являются упругий элемент и тензодатчик, например резисторный (рис. 1.8).

Резисторный тензодатчик представляет собой тонкую вольфрамовую нить, расположенную между двумя слоями тонкого полиэтилена. Метод основан на изменении электрического сопротивления датчика в результате возникновения в нем упругих деформаций.

Тензодатчики наклеивают на упругий элемент, напряжения или деформации в котором необходимо оценить. Для повышения стабильности работы датчиков их собирают в так называемые уравновешенные мосты Уитстона (рис. 1.8, б). Мост включает в себя резисторный тензодатчик  $R_1$ , компенсационный тензодатчик  $R_2$ , сопротивления  $R_3$ ,  $R_4$ , причем одно из них – переменное (имеет реохорд). Величины сопротивлений должны удовлетворять условию:  $R_3 = R_4 \geq R_1 = R_2$ . В одну из диагоналей моста Уитстона устанавливают источник питания ( $\Gamma$ ), а в другую включают электронный усилитель ( $g$ ).

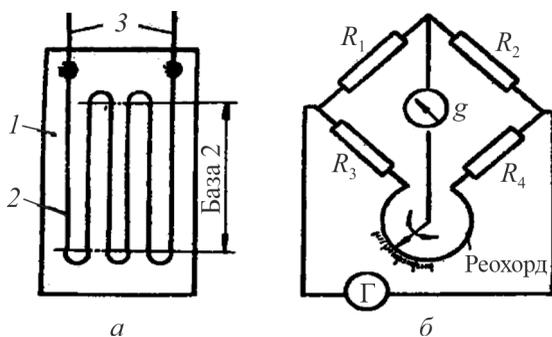


Рис. 1.8. Резисторный тензодатчик: *а* – устройство; *б* – схема измерения статических напряжений с помощью тензодатчиков: 1 – полиэтиленовая подкладка (2 слоя); 2 – плоская решетка из вольфрамовой проволоки или фольги; 3 – выводные провода

В отсутствие внешней нагрузки балансируют мост, т.е. изменением положения реохорда добиваются того, чтобы ток в цепи усилителя был равен нулю. При нагружении образца в упругом элементе возникают напряжения и соответствующие им упругие деформации. В результате электросопротивление датчиков изменяется, и в цепи усилителя появляется ток, величина которого прямо пропорциональна величине приложенного напряжения от внешней нагрузки.

*Литература по теме 1: [1, 2, 3].*

## Контрольные вопросы

1. В чем разница между истинными и условными напряжениями?
2. Как можно описать объемное напряженное состояние?
3. Покажите, как можно представить произвольно ориентированное к площадке напряжение.
4. Почему схем объемного напряженного состояния четыре, а объемного деформированного только три?
5. Поясните устройство и принцип работы тензодатчика.
6. Объясните, как функционирует уравновешенный мост Уитстона.

## Тема 2. УПРУГИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ. ХАРАКТЕРИСТИКИ УПРУГОСТИ

### *Вопросы по теме*

1. Упругая и пластическая деформации.
2. Элементарный закон Гука. Физический смысл модуля упругости.
3. Упругие константы и связь между ними.
4. Обобщенный закон Гука для изотропных тел.
5. Методы определения упругих модулей.
6. Влияние различных факторов на величину упругих модулей.

### **2.1. Упругая и пластическая деформации**

Известны три вида реакции твердого тела на нагружение (приложение внешнего усилия): упругая деформация, пластическая деформация и разрушение.

**Упругая деформация** – это обратимое изменение формы и размеров тела, которое является следствием обратимого смещения атомов из положения равновесия. Упругая деформация существует только во время приложения внешнего усилия. При снятии внешнего усилия исчезает и упругая деформация.

Упругая деформация в чистом виде проявляется в эластичных материалах, когда силы взаимодействия, определяющие целостность материала, сохраняются при значительном изменении расстояния между частицами (атомами или молекулами) и пропорциональны этому расстоянию.

**Пластическая деформация** – это необратимое изменение формы и размеров тела. Пластическая деформация, в отличие от упругой, сохраняется после снятия внешней нагрузки и является следствием необратимого смещения атомов (точнее, групп атомов). Известно, что пластическая деформация – это результат движения в металлах специфических дефектов кристаллического строения – так называемых дислокаций.

**Разрушение** – это разделение металлического объекта (образца, детали или конструкции), как минимум, на две части. Разрушение является следствием зарождения и распространения трещины.

## 2.2. Элементарный закон Гука. Физический смысл модуля упругости

Закономерности упругой деформации металлов впервые были изучены английским ученым Р. Гуком (1672 г.). Однако закономерности, установленные Гуком, были лишь качественными. Впоследствии другой английский ученый Т. Юнг сформулировал закон упругости, в соответствии с которым напряжение в упругой области прямо пропорционально величине упругой деформации:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon,$$

или в терминах истинных величин

$$S = E \cdot e.$$

Юнг назвал этот закон в честь Гука, а параметр  $E$ , являющийся коэффициентом пропорциональности в данной зависимости или, другими словами, модулем нормальной упругости, был позднее назван в честь самого Юнга модулем Юнга.

В том случае, если величина деформации равна 1,  $\sigma = E$ , поэтому **модуль Юнга** – это напряжение, которое необходимо приложить к образцу, чтобы в условиях упругого деформирования реализовать в нем деформацию, равную 1. Если учесть, что  $\varepsilon = (l_k - l_0)/l_0$ , то при  $\varepsilon = 1$  получим:  $l_k = 2l_0$ . Тогда можно говорить, что модуль Юнга – это напряжение, которое необходимо приложить к образцу, чтобы в условиях упругого деформирования увеличить его первоначальную длину вдвое.

Поскольку закон Гука имеет вид зависимости  $y = kx$ , можно считать, что модуль Юнга играет роль коэффициента  $k$  и геометрически представляет собой тангенс угла наклона упругого участка диаграммы растяжения к оси абсцисс.

Механики и материаловеды говорят, что модуль Юнга характеризует жесткость материала. Это утверждение иллюстрирует рис. 2.1.

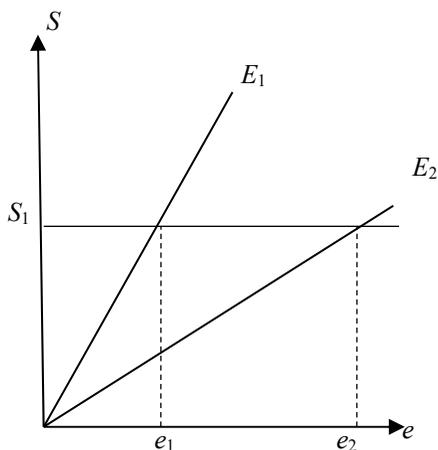


Рис. 2.1. Схема, поясняющая, каким образом модуль Юнга характеризует жесткость материала

Представим себе два материала с сильно различающимися модулями упругости: у первого материала модуль  $E_1$ , у второго  $E_2$ , при этом  $E_1 \gg E_2$ . При приложении к этим материалам упругого напряжения  $S_1$  деформация в образце из первого материала составит величину  $e_1$ , а из второго материала  $e_2$ . Очевидно, что у материала с более высоким модулем упругости величина деформации будет много меньше, поэтому и говорят, что жесткость первого материала много выше, чем второго.

На атомном уровне модуль Юнга качественно (не количественно) характеризует энергию связи между атомами металла-растворителя. Известно, что еще одной константой металлических материалов, напрямую зависящей от энергии межатомной связи, является температура плавления металлов. Из данных табл. 2.1 очевидно, что между температурой плавления и величиной модуля Юнга основных металлов существует прямая связь: чем выше температура плавления, тем больше и модуль Юнга у вольфрама, железа, алюминия и абсолютного большинства других металлов и сплавов на их основе. Единственным исключением является бериллий, у которого при относительно невысокой температуре плавления (примерно как у железа) модуль Юнга почти такой же, как у вольфрама.

Таблица 2.1

Взаимосвязь температуры плавления и модуля Юнга  
наиболее распространенных металлов

Металл и его химический символ	Температура плавления, °С	Модуль Юнга, ГПа
Вольфрам (W)	3416	31
Железо (Fe)	1539	20
Алюминий (Al)	660	<7

### 2.3. Константы упругости и связь между ними

Закон Гука справедлив не только для растяжения, но и для кручения и для всестороннего сжатия.

Для кручения закон Гука выглядит так:

$$t = G \cdot g \text{ или } \tau = G \cdot \gamma,$$

где  $G$  – модуль сдвига (или модуль второго рода);  $g$ ,  $\gamma$  – истинная и условная относительные сдвиговые деформации соответственно.

Для всестороннего сжатия закон Гука можно записать следующим образом:

$$P = K \cdot \vartheta,$$

где  $P$  – гидростатическое давление;  $\vartheta$  – относительное изменение объема ( $\Delta V/V$ );  $K$  – модуль объемной упругости.

Кроме этих трех констант упругости существует еще и четвертая. Это так называемый коэффициент Пуассона  $\mu$ . Он показывает, во сколько раз поперечная деформация при одноосном растяжении стержня меньше, чем продольная:

$$\mu = (\Delta r/r_0)/(\Delta l/l_0),$$

где  $r_0$  и  $l_0$  – начальные радиус и длина стержня;  $\Delta r$  и  $\Delta l$  – изменение радиуса и длины стержня в результате растяжения ( $\Delta l = l_k - l_0$ ;  $\Delta r = r_0 - r_k$ ).

Между этими четырьмя константами упругости существует простая взаимосвязь:

$$E = 2G \cdot (1 + \mu);$$

$$E = 3K \cdot (1 - 2\mu).$$

Приведенные формулы позволяют по двум любым известным упругим константам легко определить две оставшиеся.

## 2.4. Обобщенный закон Гука для изотропных тел

Хотя каждый кристалл (зерно) сам по себе анизотропен, в любом объеме металла, например в образце, кристаллов-зерен очень много, и они расположены случайным образом с точки зрения их кристаллографической ориентировки, поэтому любой поликристаллический образец при испытании ведет себя как квазиизотропное (как бы изотропное) тело.

Если представить систему координат с осью  $x$  вдоль продольной оси стержня (рис. 2.2), то при его растяжении будет происходить увеличение длины (растяжение по оси  $x$ ) и одновременно уменьшение радиуса (сжатие по осям  $y$  и  $z$ ).

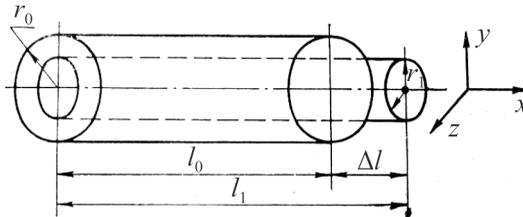


Рис. 2.2. Изменение размеров при одноосном растяжении стержня

Таким образом, одноосное напряженное состояние приводит к возникновению объемной (трехосной) деформации. При этом величина деформации по оси  $x$  будет обратного знака и больше в  $\mu$  раз по сравнению с ее величиной по осям  $y$  и  $z$ :

$$e_y = e_z = -\mu \cdot e_x.$$

Учитывая деформации в поперечном направлении, при приложении напряжения в продольном направлении закон Гука можно записать в обобщенном виде как систему из 6 уравнений:

$$\left\{ \begin{array}{l} e_x = \frac{1}{E} \cdot S_x - \frac{\mu}{E} (S_y + S_z); \\ e_y = \frac{1}{E} \cdot S_y - \frac{\mu}{E} (S_x + S_z); \\ e_z = \frac{1}{E} \cdot S_z - \frac{\mu}{E} (S_y + S_x); \\ g_{xy} = \frac{1}{G} \cdot t_{xy}; \\ g_{xz} = \frac{1}{G} \cdot t_{xz}; \\ g_{yz} = \frac{1}{G} \cdot t_{yz}. \end{array} \right.$$

В таком виде закон Гука справедлив для изотропных и квазиизотропных тел.

## 2.5. Методы определения модулей упругости

Все методы определения упругих модулей можно разделить на три группы: статические методы, динамический метод и метод крутильных колебаний.

**Статические методы.** Это методы определения модуля Юнга по результатам испытаний на растяжение по ГОСТ 1497–84 и методы определения модуля сдвига по результатам испытаний на кручение по ГОСТ 3565–80.

Для определения модуля Юнга длинные образцы ( $l_0/d_0 = 10$ , где  $l_0$ ,  $d_0$  – начальные длина и диаметр образца) подвергают ступенчатому нагружению в упругой области, измеряют соответствующие значения напряжений и деформаций (абсолютных удлинений  $\Delta l_i$ ), и по полученным значениям строят упругий участок диаграммы растяжения, тангенс угла наклона которого и является модулем Юнга.

Модуль Юнга может быть рассчитан по следующей формуле:

$$E = P_i \cdot l_0 / (F_0 \cdot \Delta l_i).$$

Для определения модуля сдвига консольно закрепленный стержень закручивают на определенный угол. Модуль сдвига рассчитывают по следующей формуле:

$$G = M \cdot l / (I \cdot \Delta\phi),$$

где  $M$  – закручивающий момент;  $l$  – длина стержня;  $I$  – момент инерции;  $\Delta\phi$  – угол, на который был закручен стержень.

Недостатками статических методов являются низкая точность определения модулей и опасность пластической деформации образцов.

**Метод крутильных колебаний.** Этим методом определяют модуль сдвига проволоочных образцов. К неподвижному захвату (рис. 2.3) крепят проволоочный образец. К нижнему концу образца прикрепляют коромысло с грузами. Образец-нить закручивают на определенный угол и наблюдают свободные затухающие колебания системы «нить-коромысло». Определяют частоту этих колебаний  $f = n/\tau$  ( $n$  – число колебаний,  $\tau$  – соответствующий промежуток времени). Чем большей жесткостью обладает материал нити-образца, т.е. чем больше модуль сдвига  $G$ , тем (при всех прочих равных условиях) выше частота колебаний.

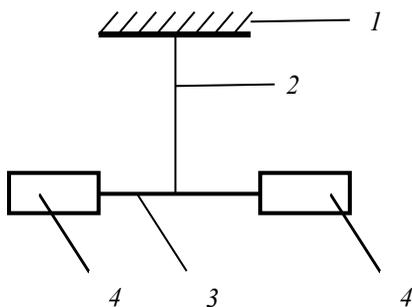


Рис. 2.3. Схема прямого крутильного маятника:

1 – неподвижный захват; 2 – образец-нить;

3 – коромысло; 4 – грузы

Модуль сдвига определяют по следующей формуле:

$$G = \frac{128 \cdot \pi \cdot l \cdot I}{d^4} \cdot f^2,$$

где  $l$  – длина образца;  $I$  – момент инерции;  $d$  – диаметр образца.

Для повышения точности метода необходимо увеличивать момент инерции, а это возможно только за счет увеличения массы грузов. В свою очередь, тяжелые грузы увеличивают вероятность пластической деформации проволочных образцов, особенно для низкопрочных металлов типа меди и алюминия. Выход заключается в построении обратного крутильного маятника, в котором неподвижный захват находится внизу, а масса грузов через блоки уравновешивается дополнительным грузом.

**Динамический метод определения модуля Юнга.** Для определения упругих модулей в настоящее время широко используют метод измерения модулей упругости по собственной частоте упругих колебаний. В частности, по ГОСТ 25156–82 таким образом определяют модуль Юнга. Частоту собственных колебаний в подобных методах определяют по явлению резонанса.

Принципиальная схема установки показана на рис. 2.4. В образце с помощью возбудителя 2, который питается от генератора 4, и усилителя 5 создаются колебания. Амплитуда вынужденных колебаний, возбужденных в образце, измеряется с помощью приемника 3, сигнал от которого через усилитель 6 подается на вертикально отклоняющие пластины электроннолучевой трубки осциллографа 7, на горизонтально отклоняющие пластины подается сигнал с задающего генератора.

Меняя частоту тока задающего генератора, изменяют частоту вынужденных колебаний. В тот момент, когда частота вынужденных колебаний станет равной частоте собственных колебаний, возникает явление резонанса, т.е. амплитуда колебаний резко возрастает до максимального уровня. Это легко устанавливается по максимальному вертикальному отклонению электронного луча на экране осциллографа. Таким образом определяют частоту собственных колебаний атомов в узлах решетки.

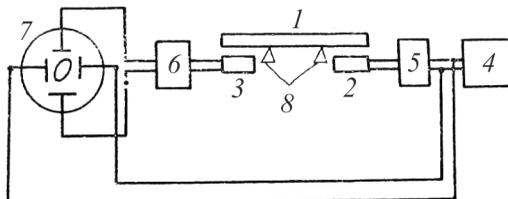


Рис. 2.4. Принципиальная схема установки для измерения собственной частоты поперечных колебаний: 1 – образец; 2 – возбудитель колебаний; 3 – приемник; 4 – генератор; 5, 6 – усилители; 7 – осциллограф; 8 – опоры образца

Определив частоту собственных колебаний образца и зная его геометрические размеры и массу, рассчитывают модуль Юнга по формуле:

$$E = 0,9653 \cdot 10^{-8} \cdot \left(\frac{l}{h}\right)^3 \cdot \frac{P}{b} \cdot f_c^2,$$

где  $l$ ,  $b$ ,  $h$  – геометрические размеры образца;  $f_c$  – частота собственных колебаний атомов в узлах кристаллической решетки.

При этом необходимо геометрические размеры брать в сантиметрах, вес образца в грамм-силах, а частоту собственных колебаний в герцах. Тогда значение модуля будет выражено в кгс/мм<sup>2</sup>.

## 2.6. Влияние различных факторов на величину модулей упругости

Все модули упругости связаны между собой, поэтому здесь рассмотрим влияние различных факторов только на модуль Юнга.

В целом, на величину модуля упругости влияют все факторы, которые изменяют энергию связи в решетке металла-растворителя.

*Влияние температуры.* С повышением температуры амплитуда колебаний атомов в узлах решетки увеличивается и энергия взаимодействия между атомами уменьшается. Таким образом, с повышением температуры величина модуля Юнга уменьшается. Темп этого уменьшения для всех металлов практически одинаков: с повышением температуры на 100 °С модуль уменьшается примерно

на 3 %; при повышении температуры от 100 К до температуры плавления величина модуля Юнга металлов будет уменьшаться примерно в 2 раза.

*Влияние полиморфизма.* В точках полиморфных превращений происходит скачкообразное изменение модуля. На рис. 2.5 показано изменение модуля Юнга в железе. Очевидно, что при температуре 911 °С модуль скачкообразно увеличивается, а при 1392 °С модуль скачкообразно уменьшается примерно на такую же величину.

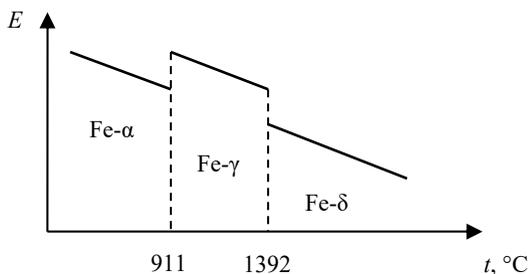


Рис. 2.5. Изменение модуля Юнга в железе в точках полиморфных превращений

*Влияние кристаллографического направления, в котором измеряется модуль.* Рассмотрим монокристалл меди. В направлении ребра куба  $\langle 001 \rangle$  модуль Юнга равен  $6,8 \cdot 10^{10}$  Па. В направлении диагонали грани  $\langle 110 \rangle$  модуль равен  $20 \cdot 10^{10}$  Па. Таким образом, модуль минимален в наименее плотноупакованных кристаллографических направлениях и максимален в наиболее плотноупакованных.

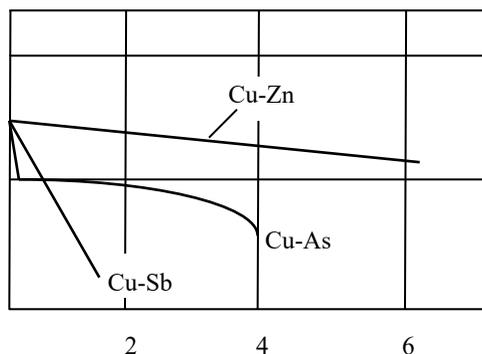
В поликристалле меди значение модуля составляет некую среднюю величину между максимальным и минимальным значением модуля: в поликристалле модуль равен  $12,5 \cdot 10^{10}$  Па.

*Влияние холодной пластической деформации (ХПД).* При ХПД поликристаллов наиболее плотноупакованные кристаллографические направления стремятся сориентироваться вдоль направления деформации. Поэтому при больших степенях ХПД модуль вдоль направления деформации равен  $20 \cdot 10^{10}$  Па, а поперек  $6,8 \cdot 10^{10}$  Па.

*Влияние фазового состава и легирования.* Рассмотрим это влияние на примере формирования твердых растворов замещения и внедрения.

Твердые растворы замещения проанализируем на примере системы «медь – легирующий элемент» (рис. 2.6).

$E \cdot 10^{10}$ , Па



Содержание легирующего элемента, ат. %

Рис. 2.6. Изменение модуля Юнга меди при легировании

Если легирование не приводит к формированию новых фаз (химических соединений) и единственной фазой остается твердый раствор на основе металла-растворителя (меди), модуль Юнга при легировании линейно снижается.

В тех случаях, когда легирование слабо изменяет период решетки металла-растворителя, другими словами мало влияет на энергию взаимодействия между атомами металла-растворителя, модуль Юнга при легировании изменяется слабо. Примером может служить легирование меди цинком (получение латуней).

В тех случаях, когда введение легирующего элемента сильно изменяет период решетки металла-растворителя (легирование меди сурьмой), модуль Юнга снижается весьма сильно.

При образовании химического соединения снижение модуля приобретает нелинейный характер. Примером может служить образование соединения  $Cu_xAs_y$  при легировании меди мышьяком.

Изменение модуля при образовании твердых растворов внедрения удобно проанализировать на примере сплавов системы «железо–углерод». При внедрении атомов углерода в межузельные пространства решетки  $\alpha$ -железа часть энергии взаимодействия между атомами железа будет тратиться на взаимодействие железа и углерода, и поэтому модуль Юнга железа будет снижаться. Снижение будет тем более значительным, чем большее количество атомов углерода будет растворено в решетке железа. Отсюда в трех закаленных сталях (сталь 10, сталь 40 и сталь 65) модуль будет максимальным в стали 10, а минимальным в стали 65. При анализе данных рис. 2.7 становится ясно, что в стали № 1 (кривая 1) углерода больше, чем в стали № 2 (кривая 2), поскольку модуль Юнга у нее в закаленном состоянии меньше.

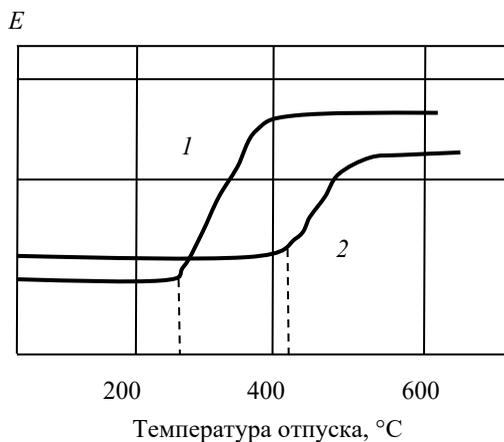


Рис. 2.7. Изменение модуля Юнга сталей при легировании

В процессе отпуска углерод уходит из твердого раствора и формирует карбиды (цементит или специальные карбиды). Вследствие процессов распада пересыщенного твердого раствора содержание углерода в нем уменьшается, и модуль начинает повышаться. Температура отпуска, соответствующая началу активного повышения модуля, характеризует отпускостойчивость той или иной стали. По рис. 2.7 видно, что отпускостойчивость у стали № 2 су-

щественно выше, поскольку модуль стали № 2 начинает повышаться с температуры отпуска, превышающей 400 °С, а у стали № 1 такое повышение начинается значительно раньше – при температуре около 300 °С.

*Литература по теме 2: [1, 2, 3].*

### **Контрольные вопросы**

1. В чем заключаются характерные признаки упругой и пластической деформаций?
2. Что собой представляет модуль Юнга?
3. Что характеризует модуль Юнга на атомном уровне?
4. Что характеризует коэффициент Пуассона?
5. В чем разница между элементарным и обобщенным законом Гука для изотропных тел?
6. Перечислите группы методов, используемых для определения упругих модулей.
7. В чем смысл динамического метода определения модуля Юнга?
8. Перечислите факторы, оказывающие влияние на величину упругих модулей.
9. Расскажите, как влияет содержание углерода на величину модуля Юнга.
10. Опишите характер изменения модуля Юнга по мере повышения температуры отпуска сталей.

## Тема 3. НЕПОЛНАЯ УПРУГОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### *Вопросы по теме*

1. Причины неполной упругости.
2. Эффект Баушингера.
3. Обратное (упругое) последствие.
4. Внутреннее трение.

### **3.1. Причины неполной упругости**

На рубеже XIX–XX вв. было установлено, что в области упругой деформации, где еще действует закон Гука, в металлах наблюдается ряд отклонений от чисто упругого поведения.

В металлах еще до начала общей пластической деформации (в пределах упругого участка) возможны неупругие явления, связанные с перемещением точечных дефектов внутри элементов структуры, а также с движением дислокаций в отдельных элементах структуры.

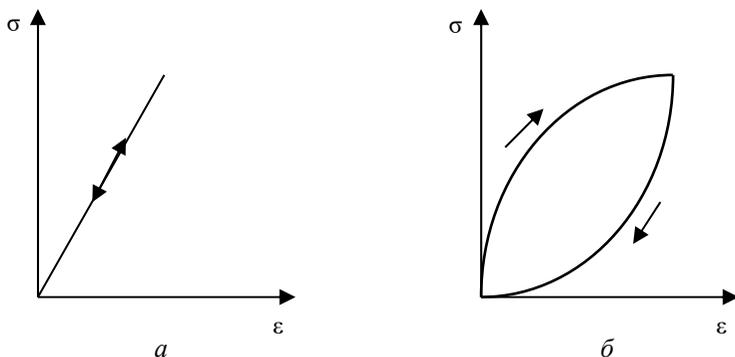


Рис. 3.1. Участки диаграммы деформации при отсутствии (а) и наличии (б) рассеяния энергии в цикле «нагрузка-разгрузка»

Как уже говорилось, закон Гука устанавливает однозначную связь между напряжением и деформацией в макроупругой области. При этом предполагается, что процесс нагружения ведется с беско-

нечно малой скоростью, чтобы изменение состояния системы успевало за процессом роста нагрузки, или изменение состояния системы происходит мгновенно при изменении нагрузки (рис. 3.1, *а*).

При соблюдении этого условия процессы нагружения и разгрузки будут в энергетическом смысле полностью обратимыми, т.е. рассеяния энергии не будет. Однако в реальности это не так, и рассеяние энергии в цикле «нагружение-разгрузка» имеет место (рис. 3.1, *б*).

### 3.2. Эффект Баушингера

Эффект Баушингера заключается в том, что при повторном нагружении с обратным знаком исходно слабodeформированного металлического образца его сопротивление малым пластическим деформациям снижается. Это снижение может быть достаточно заметным: у некоторых сталей и сплавов титана оно может достигать 15–20 %.

Пусть образец деформировали растяжением до точки *a* ( $\varepsilon = 0,1 \dots 0,2 \%$ ), затем полностью разгрузили его и начали нагружать сжатием (рис. 3.2). Кривая сжатия *0-b* будет лежать заметно ниже кривой, полученной при растяжении (*0-a*).

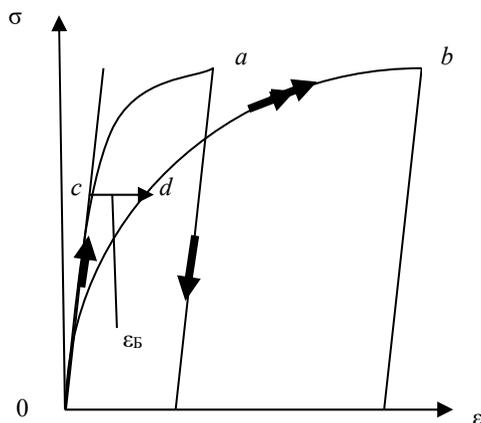


Рис. 3.2. Схема определения величины деформации Баушингера

Если точка  $c$  – это физический предел пропорциональности при растяжении, то отрезок  $c-d$  характеризует величину деформации Баушингера  $\epsilon_B$ .

Эффект Баушингера объясняют обратным движением дислокаций, порожденных источниками дислокаций при первоначальном нагружении растяжением. При исходном растяжении с малой деформацией небольшое количество дислокаций свободно скользит (рис. 3.3, *a*), пока не останавливается у каких-либо барьеров (рис. 3.3, *б*). Возникшая дислокационная структура не изменяется при разгрузке.

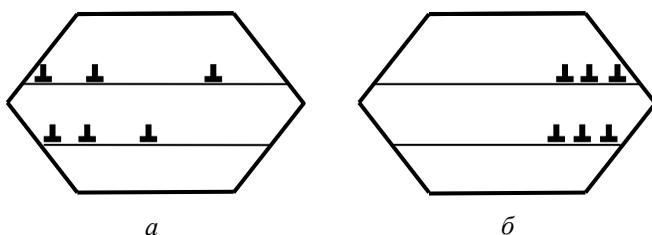


Рис. 3.3. Схема изменения исходной дислокационной структуры при растяжении с небольшой степенью и последующей разгрузке

При изменении знака деформирования дислокации движутся в обратном направлении. Плоскости скольжения свободны, и скольжение дислокаций начинается при меньшем напряжении.

При повторном растяжении сопротивление пластической деформации либо немного возрастает, либо остается без изменения.

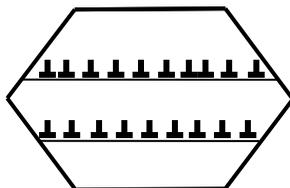


Рис. 3.4. Схема дислокационной структуры в плоскостях скольжения после значительной пластической деформации

При большой предварительной пластической деформации растяжением плоскости скольжения «забиты» дислокациями, обратное движение дислокаций затруднено и эффект Баушингера исчезает (рис. 3.4).

### 3.3. Обратное (упругое) последствие

К важным проявлениям неполной упругости относится и упругое (обратное) последствие. Упругое последствие свидетельствует о том, что не вся обратимая деформация является чисто упругой.

Нагрузим и разгрузим образец в упругой области (см. рис. 3.1, а). Проследим, как будет меняться деформация образца во времени (рис. 3.5).

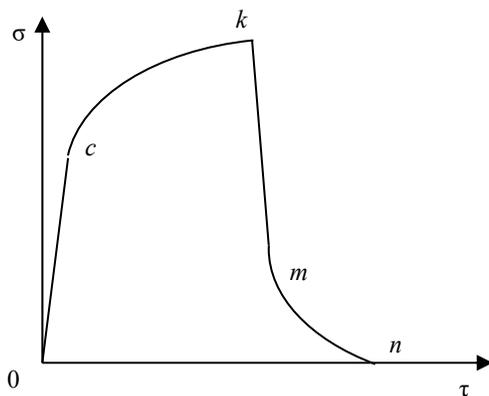


Рис. 3.5. Схема, поясняющая упругое последствие (изменение деформации образца во времени)

На участке  $0-c$  образец деформировался практически мгновенно, а затем деформация увеличивается во времени по параболическому закону (участок  $c-k$ ). При разгрузке часть деформации снимается практически мгновенно (участок  $k-m$ , равный  $0-c$ ), а оставшаяся часть исчезает во времени по параболическому закону (участок  $m-n$ , равный  $c-k$ ).

Количественно упругое последствие можно охарактеризовать так называемым дефектом модуля.

Если трансформировать рис. 3.5 и представить его в традиционных для диаграммы деформации координатах «напряжение – деформация», то участок нагружения будет выглядеть так, как это показано на рис. 3.6.

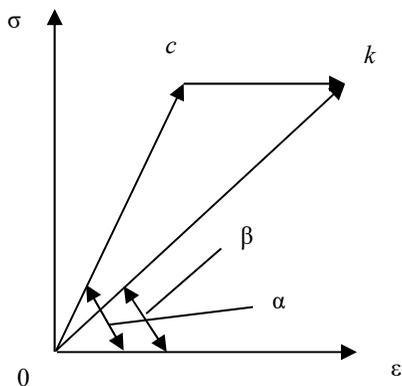


Рис. 3.6. Схема, поясняющая определение нерелаксированного и релаксированного модуля упругости

Тангенс угла наклона луча 0-*c* к оси абсцисс называют нерелаксированным модулем упругости:  $M_{\text{нерел}} = \text{tg}\alpha$ , а тангенс угла наклона луча 0-*k* к оси абсцисс называют релаксированным модулем упругости:  $M_{\text{рел}} = \text{tg}\beta$ .

Абсолютный дефект модуля оценивают по формуле:

$$\Delta M_{\text{абс}} = M_{\text{нерел}} - M_{\text{рел}}.$$

Относительный дефект модуля вычисляют по формуле:

$$\Delta M_{\text{отн}} = \frac{\Delta M_{\text{абс}}}{M_{\text{нерел}}}.$$

Механизм упругого последействия связывают с перемещением точечных дефектов, например атомов углерода в железе. До нагружения атомы углерода располагаются в междоузлиях статистически равномерно (рис. 3.7, *a*). Под действием напряжения происходит

постепенное перераспределение атомов углерода в ОЦК-решетке: они стремятся занять позиции вдоль оси растяжения (рис. 3.7, б), поскольку здесь они вызывают минимальные искажения решетки. Происходит этот процесс не мгновенно.

После снятия нагрузки происходит обратное перераспределение атомов углерода.

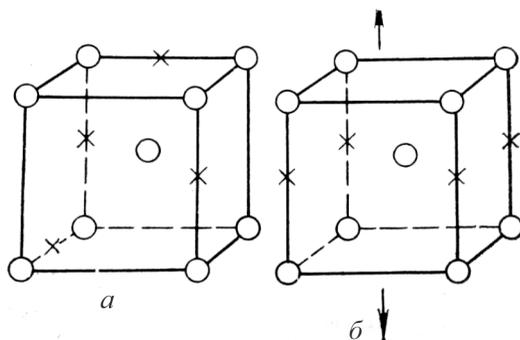


Рис. 3.7. Перераспределение атомов примеси внедрения в металле с ОЦК-решеткой под действием напряжения до (а) и после (б) нагружения

Более общей причиной упругого последействия считают микропластическую деформацию, т.е. скольжение дислокаций, происходящее в отдельных элементах структуры.

Упругое последействие вызывает увеличение деформации пружин и мембран, работающих в точных приборах. Увеличению эффекта упругого последействия способствуют повышение гетерогенности структуры, неоднородность пластической деформации.

### 3.4. Внутреннее трение

Причина внутреннего трения (ВТ) – это необратимые потери энергии внутри металла при механических колебаниях. Из-за неполной упругости линии нагружения и разгрузки в пределах упругого участка не совпадают и поэтому образуют петлю гистерезиса (рис. 3.8). Площадь петли  $0-b-0$  характеризует энергию  $\Delta W$ , рассеи-

ваемую за один цикл нагружения. Площадь параллелограмма  $0-a-b-c$  характеризует общую энергию деформации  $W$ .

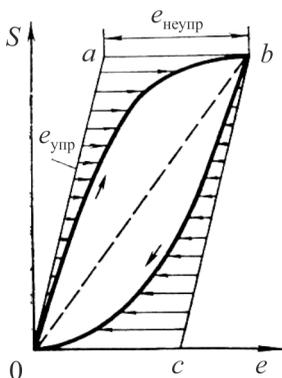


Рис. 3.8. Формирование петли гистерезиса в результате неупругих явлений

Внутреннее трение  $Q^{-1}$  можно оценить как отношение энергии, рассеиваемой за 1 цикл нагружения, к общей энергии деформации:

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{\Delta W}{W}.$$

Из-за проявления неупругости деформация будет неизбежно отставать по фазе от напряжения на угол  $\varphi$ . Величина  $\operatorname{tg}\varphi$  является одной из характеристик внутреннего трения.

Еще одна характеристика внутреннего трения – это логарифмический декремент затухания амплитуды колебаний:  $\gamma = \ln \frac{A_n}{A_{n-1}}$ , где  $A$  – амплитуда колебаний.

Все эти характеристики связаны между собой следующим образом:

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{\Delta W}{W} = \frac{1}{\pi} \cdot \gamma = \operatorname{tg}\varphi.$$

Рассматривают следующие основные виды внутреннего трения:

- релаксационное;
- резонансное;
- гистерезисное.

Наиболее важной зависимостью релаксационного ВТ является его зависимость от температуры. В интервале температур от нескольких кельвин до  $0,5-0,6T_{пл}$  величина  $Q^{-1}$  монотонно и почти линейно возрастает, а при дальнейшем повышении температуры растет экспоненциально. На монотонно возрастающий фон первого участка накладываются пики, каждый из которых имеет свою природу (сегрегации атомов примесей внедрения, например).

Резонансное ВТ проявляется только при больших частотах и не зависит от амплитуды.

Гистерезисное ВТ в упругопластической области, начиная с определенной деформации, становится амплитудно-зависимым, т.е. возрастает с увеличением амплитуды колебаний (рис. 3.9).

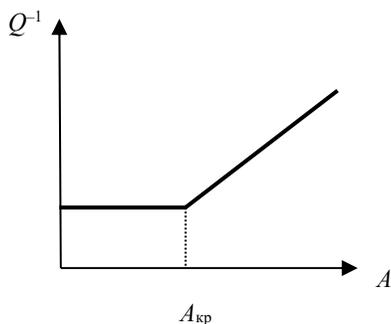


Рис. 3.9. Амплитудно-зависимое внутреннее трение

Чаще всего критическая амплитуда колебаний  $A_{кр}$  представляет собой ту границу, за которой рассеяние энергии колебаний происходит, в основном, за счет движения дислокаций.

Характер амплитудной зависимости определяется многими причинами: природой и чистотой материала, развитием микропла-

стической деформации и т.д. Эта зависимость может быть экспоненциальной, параболической, линейной, как показано на рис. 3.9, может иметь вид кривой с максимумами и минимумами. Критическая амплитуда, как правило, мала: обычно она находится в пределах от  $10^{-7}$  до  $10^{-6}$ .

*Литература по теме 3: [1, 2, 3, 4].*

### **Контрольные вопросы**

1. В чем заключается эффект Баушингера?
2. Почему эффект Баушингера не проявляется при повторном нагружении с тем же знаком?
3. В чем смысл обратного последствия?
4. Что такое дефект модуля?
5. Каким образом объясняют обратное последствие?
6. Что такое внутреннее трение?
7. Назовите основные виды внутреннего трения.
8. Какие разновидности внутреннего трения зависят от частоты и почему?

## Тема 4. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### *Вопросы по теме*

1. Основные механизмы пластической деформации.
2. Пластическая деформация скольжением.
3. Понятие о дислокациях. Дислокации как элементарные носители пластической деформации.
4. Кристаллография скольжения.
5. Понятие о приведенном критическом напряжении сдвига. Закон Шмида–Боаса.
6. Двойникование и его особенности.

### **4.1. Основные механизмы пластической деформации**

Основные механизмы пластической деформации представлены на схеме (рис. 4.1).

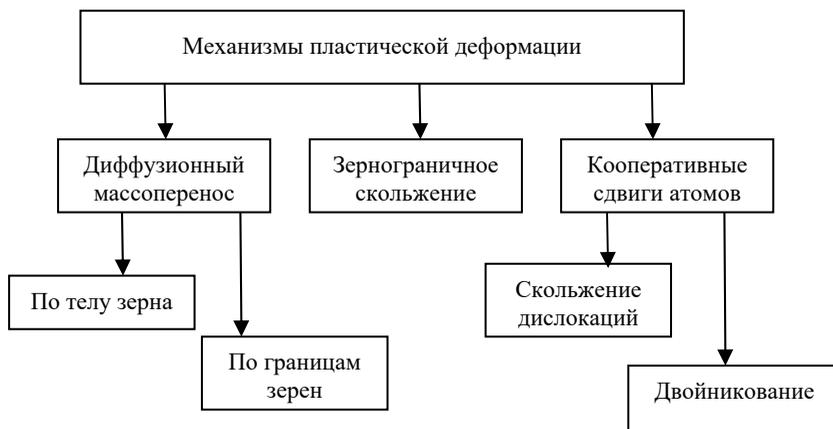


Рис. 4.1. Классификация основных механизмов пластической деформации

Необходимо отметить, что диффузионный массоперенос и зернограничное скольжение могут происходить только в условиях действия весьма высоких температур, когда гомологическая темпе-

ратура находится на уровне не менее чем  $0,5(\theta > 0,5)$ . При температурах, близких к нормальной, могут реализоваться только механизмы третьей группы – кооперативные сдвиги атомов. В связи с этим в дальнейшем будут рассмотрены только эти механизмы.

## 4.2. Пластическая деформация скольжением

### 4.2.1. Понятие о дислокациях. Дислокации как элементарные носители пластической деформации

В 1920–1930 гг. расчетным путем было показано, что сопротивление идеальной кристаллической решетки пластической деформации находится на уровне примерно  $0,1 \cdot G$ . В то же время результаты экспериментов свидетельствовали о том, что в реальности сопротивление металлов пластической деформации примерно в 10–100 раз ниже.

Для того чтобы преодолеть это противоречие, в 1934 г. Дж.И. Тейлор предположил, что в металлических кристаллах имеются «объемы активированного металла», отделяющие деформированные объемы от недеформированных, причем перемещение этих

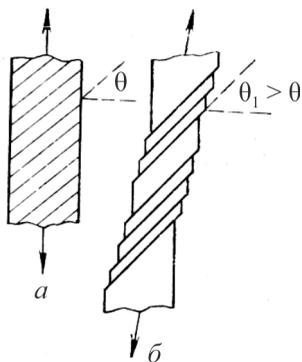


Рис. 4.2. Макропластическая деформация скольжением:  
 а – исходный монокристалл;  
 б – деформированный монокристалл

объектов приводит к реализации пластической деформации. Эти объемы или объекты Тейлор назвал **дислокациями**. Поскольку теории дислокаций был посвящен специальный курс «Кристаллография и дефекты кристаллического строения металлов и сплавов», то здесь мы не будем подробно останавливаться на данном вопросе.

К мысли о микросдвиге одной части кристалла относительно другой исследователи, по-видимому, пришли наблюдая процессы макросдвига в кристаллах, когда одна часть кристалла сдвигается относительно другой подобно колоде карт (рис. 4.2).

«Карты» здесь – это отдельные участки кристалла, т.е. группы атомных плоскостей.

На атомном уровне в элементарном виде сдвиг одной части кристалла относительно другой можно представить как результат пробега через него дислокации, например краевой, длина которой равна ширине кристалла (рис. 4.3).

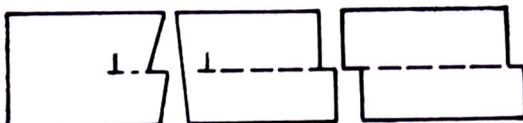


Рис. 4.3. Схема сдвига верхней части кристалла относительно нижней в результате пробега через него краевой дислокации

Чем больше количество движущихся дислокаций и длиннее их суммарный путь, тем больше величина макропластической деформации. Количественно это положение выражается в виде следующей формулы:

$$g = b \cdot l \cdot \rho,$$

где  $b$  – вектор Бюргерса дислокации;  $\rho$  – плотность дислокаций;  $l$  – длина пробега дислокации.

Полезно напомнить, что плотность дислокаций – это суммарная длина всех дислокаций в единице объема металла:

$$\rho = \frac{\sum l}{V},$$

в связи с этим физическая размерность плотности дислокаций – это длина в минус второй степени ( $\text{см}^{-2}$  или  $\text{м}^{-2}$ ).

В реальных металлах и сплавах еще до начала деформации присутствует большое количество дислокаций разных типов. Под действием приложенных напряжений начинают работать различные источники дислокаций, порождающие новые дислокации. Движущиеся дислокации выходят на поверхность образца, взаимодействуют друг с другом: вступают в реакции, тормозятся, анниги-

лируют, образуют сплетения и т.д. Поэтому реальная картина пластической деформации металлических материалов весьма сложна и во многих случаях еще до конца не изучена. Она определяется структурой, составом материала и условиями деформации.

Процессы пластической деформации экспериментально изучают в основном двумя методами:

1. Проводят металлографический анализ предварительно полированных микрошлифов, на поверхности которых в результате пластической деформации появляются специфические линии и полосы скольжения.

2. Проводят электронно-микроскопический анализ тонких фольг, вырезанных из деформированных образцов.

Линии скольжения – это ступеньки, образующиеся на поверхности кристалла в результате выхода на нее дислокаций. Когда дислокация выходит на поверхность кристалла, на ней образуется ступенька, по высоте равная вектору Бюргерса дислокации. При выходе на поверхность  $n$  дислокаций высота ступеньки  $h = n \cdot b$ , и после значительной деформации эти ступеньки можно зафиксировать световым микроскопом (рис. 4.4).

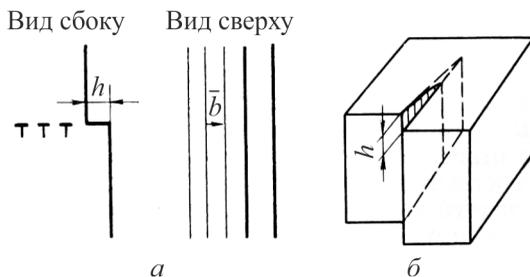


Рис. 4.4. Образование ступенек на боковой поверхности кристалла в результате выхода краевых (а) и винтовых (б) дислокаций

Второй метод позволяет напрямую увидеть дислокации, однако дислокационная структура фольги отличается от структуры массивного образца, из которого готовят фольгу.

#### 4.2.2. Кристаллография скольжения

С помощью метода линий скольжения было установлено, что скольжение и сдвиги в кристаллах идут вдоль определенных для каждого типа решетки направлений и плоскостей, при этом направление скольжения всегда принадлежит плоскости скольжения. Для проверки принадлежности направления плоскости используют условие зональности: если плоскость имеет индексы  $[hkl]$ , а направление  $(uvw)$ , то условие принадлежности прямой плоскости (условие зональности) имеет вид:  $h \cdot u + k \cdot v + l \cdot w = 0$ .

Совокупность плоскости и направления скольжения называют **системой скольжения**.

Примеры систем скольжения в типичных металлических решетках приведены в табл. 4.1 и на рис. 4.5.

Таблица 4.1

Кристаллографические плоскости и направления  
наилегчайшего скольжения

Тип кристаллической решетки	Направление скольжения	Плоскость скольжения	Примеры металлов
ОЦК	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$	$\alpha$ -Fe, Mo, Nb
	$\langle 111 \rangle$	$\{211\}$	Ta
	$\langle 111 \rangle$	$\{321\}$	Cr
ГЦК	$\langle 110 \rangle$	$\{111\}$	Cu, Al, Ni
ГП	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}$	Zn, Mg
	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{1\bar{1}00\}$	Ti
	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{10\bar{1}1\}$	Ti

Упаковка атомов в ОЦК-решетке не является плотнейшей, поэтому в ней имеется несколько типов плоскостей с близкой плотностью упаковки:  $\{110\}$ ,  $\{211\}$ ,  $\{321\}$ . В каждом металле с ОЦК-решеткой возможно скольжение дислокаций по всем трем типам плоскостей, но при низких температурах чаще всего работает система  $\langle 111 \rangle \{110\}$  (рис. 4.5, в). Таким образом, у металлов с ОЦК-решеткой за счет большого числа плоскостей скольжения возможных систем скольжения значительно больше, чем у металлов с плотноупакованными решетками.

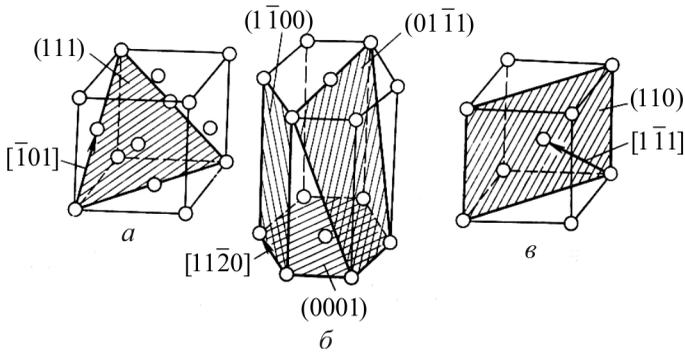


Рис. 4.5. Примеры систем скольжения в типичных металлических решетках:  $a$  – ГЦК;  $b$  – ГП;  $v$  – ОЦК

В плотноупакованных решетках (ГЦК и ГП) скольжение преимущественно идет в плоскостях одного типа: октаэдрической  $\{111\}$  в ГЦК и базисной  $\{0001\}$  в ГП. Скольжение преимущественно в базисной плоскости наблюдается в тех металлах с ГП-решеткой, у которых отношение периодов решетки  $c/a \geq 1,633$  (например, у цинка и магния). Если же отношение  $c/a$  заметно ниже, чем 1,633, например в титане, то облегчается скольжение по призматическим  $\{1\bar{1}00\}$  и пирамидальным  $\{10\bar{1}1\}$  плоскостям.

Легко убедиться, что перечисленные плоскости и направления являются наиболее плотноупакованными в каждой решетке.

Для наиболее плотноупакованных плоскостей характерно максимальное межплоскостное расстояние, т.е. минимальный уровень энергетического межатомного взаимодействия. Все это приводит к тому, что сдвиг в системах наилегчайшего скольжения идет с минимальным усилием на минимальное расстояние.

#### 4.2.3. Понятие о приведенном критическом напряжении сдвига. Закон Шмида–Боаса

Установлено, что скольжение дислокаций в металлическом монокристалле начинается в тот момент, когда напряжение в системе наилегчайшего скольжения достигнет определенной величины. Это напряжение обозначают  $t^*$  и называют *критическим приведенным напряжением сдвига*.

Пусть имеем монокристаллический стержень с площадью поперечного сечения  $F_0$ , на который действует нагрузка  $P$  (рис. 4.6; обозначения: ПНС – площадь наилегчайшего скольжения; ННС – направление наилегчайшего скольжения).

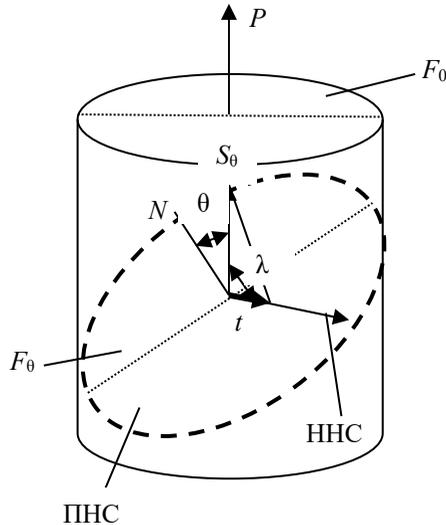


Рис. 4.6. К выводу формулы Шмида–Боаса

Допустим, что плоскость наилегчайшего скольжения развернута относительно площадки  $F_0$  на угол  $\theta$ , или, другими словами, нормаль  $N$  к ПНС составляет угол  $\theta$  с направлением действия внешнего усилия  $P$ , а направление наилегчайшего скольжения составляет с направлением действия внешнего усилия угол  $\lambda$ .

Необходимо оценить, как соотносятся величины касательного напряжения в системе наилегчайшего скольжения  $t$  и нормального напряжения от внешнего усилия  $S_0$  на площадке  $F_0$ .

Напряжение от внешнего усилия на площадке  $F_0$

$$S_0 = \frac{P}{F_0}.$$

Напряжение, действующее на площадку  $F_\theta$ , от внешнего усилия

$$S_\theta = \frac{P}{F_\theta}.$$

Поскольку  $F_\theta = F_0 \cdot \frac{1}{\cos \theta}$ , то  $S_\theta = \frac{P}{F_0} \cdot \cos \theta = S_0 \cdot \cos \theta$ .

Тогда  $t = S_\theta \cdot \cos \lambda = S_0 \cdot \cos \theta \cdot \cos \lambda$ .

Окончательно получим:  $t = S_0 \cdot \cos \theta \cdot \cos \lambda$ .

Таким образом, нормальное напряжение от внешней нагрузки на произвольно ориентированной площадке и касательное напряжение в системе наилегчайшего скольжения соотносятся между собой через косинусы двух углов. Эта формула выражает **закон Шмидта–Боаса**, или закон двух косинусов.

В том случае, если это касательное напряжение, вектор которого лежит в плоскости наилегчайшего скольжения и ориентирован в направлении наилегчайшего скольжения, по величине будет не меньше, чем приведенное критическое напряжение сдвига, в системе наилегчайшего скольжения начнется скольжение дислокаций. Математически это условие можно записать следующим образом:

$$t = S_0 \cdot \cos \theta \cdot \cos \lambda \geq t^* \quad \text{или} \quad t^* \leq S_0 \cdot \cos \theta \cdot \cos \lambda.$$

Проанализируем последнее из этих выражений:

1. Пусть плоскость наилегчайшего скольжения параллельна оси деформации, т.е.  $\theta = 90^\circ$ . Тогда  $\cos \theta = 0$  и, следовательно,  $t = 0$ , т.е. в системе наилегчайшего скольжения касательное напряжение отсутствует. Дислокации скользить не могут.

2. Пусть ПНС перпендикулярна оси деформации, т.е.  $\theta = 0^\circ$ ,  $\lambda = 90^\circ$ , тогда  $\cos \theta = 1$ ,  $\cos \lambda = 0$  и  $t = 0$ . Скольжение, как и в предыдущем случае, невозможно.

3. Пусть  $\theta = \lambda = 45^\circ$ , тогда  $t = S_0 \cdot \cos 45 \cdot \cos 45 = S_0 \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} = \frac{1}{2} S_0$ , отсюда

$$S_0 = 2t = 2t^*.$$

Таким образом, напряжение от внешнего усилия должно быть как минимум в два раза выше приведенного критического напряжения сдвига. Это и есть условие минимальной величины напряжения от внешней нагрузки, необходимого для протекания пластической деформации.

**Влияние различных факторов на величину  $t^*$ .** Приведенное критическое напряжение сдвига сильно зависит от типа кристаллической решетки, величины предварительной пластической деформации и чистоты металла.

Рассмотрим эти факторы:

1. *Тип кристаллической решетки.* Для ГП- и ГЦК-решеток  $t^* \approx 2$  МПа, для ОЦК-решетки  $t^* \approx 15$  МПа.

2. *Степень предварительной пластической деформации.*

Влияние степени пластической деформации на величину приведенного критического напряжения сдвига для металлов с различными решетками показано на рис. 4.7.

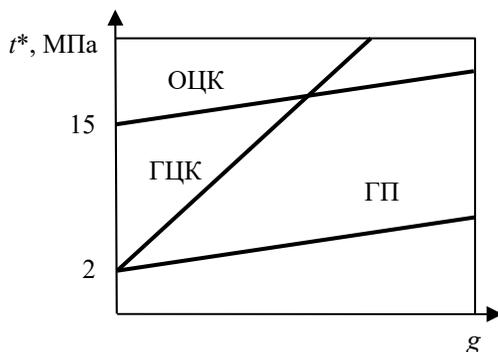


Рис. 4.7. Зависимости приведенного критического напряжения сдвига от степени холодной пластической деформации  $g$

У металлов с ГП-решеткой исходный уровень  $t^*$  низкий и мало растет по мере повышения  $g$ . У металлов с ОЦК-решеткой уровень  $t^*$  высокий, но растет он по мере увеличения  $g$  незначительно;

у металлов с ГЦК-решеткой исходный уровень  $t^*$  низкий, но по мере увеличения  $g$  он растет очень сильно и, начиная с определенного уровня  $g$ , становится даже выше, чем у металлов с ОЦК-решеткой.

3. *Чистота металла.* С повышением чистоты металла  $t^*$  существенно повышается. Например, для серебра имеются следующие данные:

Содержание серебра, мас. %	99,99	99,97	99,93
$t^*$ , кПа	480	730	1910

Таким образом, увеличение содержания примесей в серебре на 0,06 % приводит к почти 4-кратному повышению  $t^*$ .

### 4.3. Двойникование и его особенности

Пластическая деформация двойникованием происходит в тех случаях, когда скольжение по каким-либо причинам затруднено. Наиболее часто двойникование наблюдается при низких температурах и высоких скоростях деформации, особенно в металлах с ГП- и ОЦК-решетками.

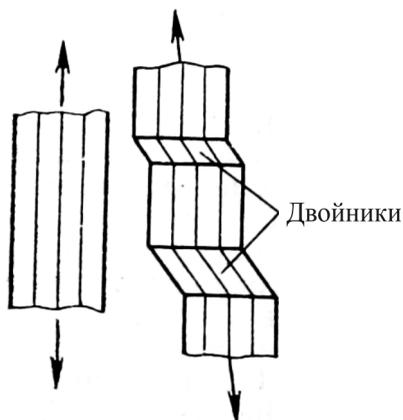


Рис. 4.8. Схема макродеформации монокристаллического образца при двойниковании:  $a$  – исходный монокристалл;  $b$  – монокристалл, деформированный двойникованием

Схема макродеформации образца при растяжении в результате образования двойников показана на рис. 4.8.

Очевидно, что при *двойниковании* происходит сдвиг одной части кристалла относительно другой вдоль определенной плоскости и в определенном направлении. Плоскость двойникования – это обычно кристаллографическая плоскость с малыми индексами, которая является плоскостью симметрии двойника относительно исходного кристалла.

В табл. 4.2 приведены плоскости и направления двойникования для металлов с основными решетками.

Т а б л и ц а 4.2

Системы двойникования в металлах с различными решетками

Тип кристаллической решетки	Направление двойникования	Плоскость двойникования	Примеры металлов
ОЦК	$\langle 111 \rangle$	$\{112\}$	$\alpha$ -Fe, Cr, Mo, W
ГЦК	$\langle 112 \rangle$	$\{111\}$	Cu, Ni
ГП	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	$\{10\bar{1}2\}$	Mg, Zn, Ti, Be

Наиболее часто двойникование происходит в металлах с ГП-решеткой, где число систем скольжения минимально, особенно при высокой тетрагональности ГП-решетки, когда  $c/a \geq 1,6333$ . В неблагоприятно ориентированных для базисного скольжения монокристаллах и многих зернах поликристаллов приведенные критические напряжения двойникования оказываются ниже, чем напряжения, достаточные для небазисного скольжения.

Часто двойникованию в металлах с ГП-решеткой предшествует скольжение, поскольку повышение плотности дислокаций при скольжении создает концентрацию напряжений, достаточную для инициации двойникования.

Иногда, наоборот, при неблагоприятной ориентировке ГП-кристалла для базисного скольжения его деформация начинается двойникованием. При этом ориентировка базисных плоскостей может за счет скольжения измениться таким образом, что станет более благоприятной, и дальнейшая деформация будет проходить по механизму скольжения.

Двойникование по одной плоскости не может обеспечить значительной пластической деформации. Это объясняется тем, что смещение атомов в каждой плоскости происходит один раз и на доли межатомного расстояния.

В результате металлы с ГП-решеткой (Cd, Zn, Mg), в которых действует лишь один тип плоскостей двойникования, не могут сильно деформироваться. С увеличением числа действующих плос-

костей и направлений двойникования при переходе к металлам с ГП-решеткой с низким отношением  $c/a$  ( $Ti$ ) величина деформации  $\varepsilon$ , реализуемой за счет двойникования, существенно растёт.

При металлографическом исследовании каждый двойник выявляется в виде двух тонких параллельных линий. Внешне двойники деформации похожи на двойники отжига, но для них, в отличие от последних, характерны очень малая ширина (менее 5 мкм для металлов с ОЦК-решеткой) и сужения на концах.

На боковых гранях двойника всегда образуется дефект упаковки. Границы эти являются когерентными, поэтому обладают высокой устойчивостью и сохраняются даже после высокотемпературных отжигов. Торцовые границы двойника обычно некогерентные.

Когерентным границам сложно мигрировать, поэтому двойники растут не в ширину, а в длину.

*Особенности двойникования:*

1. Двойникованию способствуют все факторы, которые затрудняют скольжение дислокаций: снижение температуры и увеличение скорости деформации, укрупнение зерна.

2. Двойникование характерно для металлов с низкой симметрией кристаллической решетки.

3. Для инициации двойникования необходимы более высокие напряжения, чем для инициации скольжения. За счет этого накапливается большая упругая энергия, часть которой в процессе двойникования выделяется в виде акустической эмиссии, поэтому металл, деформирующийся по механизму двойникования, потрескивает. По этому признаку можно легко отличить припой от чистого олова, поскольку олово деформируется двойникованием и трещит, а припой деформируется скольжением беззвучно.

4. Двойник растёт со скоростью упругой волны в металле, и в вершине растущего двойника напряжения очень велики, поэтому при столкновении двух двойников обычно возникает трещина.

5. Напряжение, необходимое для зарождения и начала движения двойника, выше напряжения, необходимого для продолжения его движения. Поэтому на диаграммах деформации при двойниковании наблюдаются так называемые «пилообразные» участки (рис. 4.9).

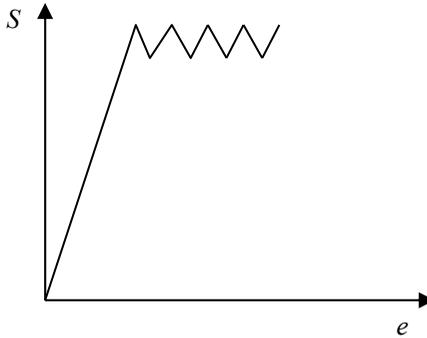


Рис. 4.9. Диаграмма деформации с пилообразным участком, характерным для двойникования

*Литература по теме 4: [1, 2, 5].*

### Контрольные вопросы

1. Как можно представить пластическую деформацию монокристалла?
2. Почему наклепанный металл менее пластичен, чем отожженный? Используйте формулу  $g = b \cdot l \cdot \rho$ .
3. Что такое линии скольжения? Как они возникают?
4. Каким методом выявляют линии скольжения?
5. Что такое система скольжения?
6. Как проверяют принадлежность данного направления данной плоскости?
7. О чем позволяет судить закон Шмида–Боаса? Выведите формулу закона Шмида–Боаса.
8. Что такое приведенное критическое напряжение сдвига?
9. Какие факторы и как влияют на величину приведенного критического напряжения сдвига?
10. Что способствует двойникованию?
11. Перечислите особенности двойникования.

## Тема 5. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### *Вопросы по теме*

1. Классификация основных механизмов упрочнения.
2. Дислокационное упрочнение.
3. Деформация поликристаллов и зернограничное упрочнение.
4. Твердорастворное упрочнение.
5. Дисперсионное упрочнение.
6. Сравнительный анализ эффективности действия основных механизмов упрочнения.

### **5.1. Основные механизмы упрочнения**

Основным механизмом пластической деформации металлов и сплавов в нормальных условиях является скольжение дислокаций. Если говорить совсем кратко, пластичность – это движение дислокаций.

С другой стороны, известно, что прочность – это антипод понятия пластичности, т.е. **прочность** – это сопротивление металлического материала движению дислокаций. Зададимся вопросом: каким образом можно повысить это сопротивление? Ответ окажется весьма простым: необходимо поставить на пути движения дислокаций какие-то препятствия. Другими словами, поскольку дислокации вынуждены двигаться в кристаллическом материале, необходимо насытить кристаллическую решетку дефектами кристаллического строения.

Дефекты, или препятствия, которые вводятся в кристаллическую решетку для затруднения движения дислокаций, могут быть подразделены в соответствии с их геометрическими размерами. Важнейшими дефектами являются следующие: 0-мерные – легирующие атомы замещения и внедрения, а также вакансии; 1-мерные – дислокации; 2-мерные – границы зерен, субзерен, двойников, фаз; 3-мерные – частицы второй фазы.

Указанным 4 группам дефектов кристаллического строения металлов и сплавов можно поставить в соответствие 4 основных механизма упрочнения: твердорастворное упрочнение, дислокационное упрочнение, упрочнение на границах зерен и субзерен, дисперсионное упрочнение, при этом три из них (дислокационное, твердорастворное и дисперсионное) являются внутризеренными механизмами упрочнения.

**Твердорастворное упрочнение** – это увеличение сопротивления движению дислокаций за счет повышения плотности точечных дефектов кристаллической решетки. Другими словами, при образовании твердых растворов замещения или внедрения происходит упрочнение металла-растворителя.

**Дислокационное упрочнение** – это увеличение сопротивления движению дислокаций за счет повышения плотности самих дислокаций. Уже давно известно, что при увеличении плотности дислокаций они препятствуют движению друг друга, тем самым упрочняя металлический материал. Достаточно вспомнить знаменитую кривую И.А. Одингга: ее правая (восходящая) ветвь и является самой яркой демонстрацией дислокационного механизма упрочнения.

Самым простым и доступным приемом повышения плотности дислокаций является холодная пластическая деформация или ее результат – наклеп. Вот почему раньше этот механизм упрочнения называли деформационным – по его технологическому признаку.

**Зернограничное упрочнение** – это повышение сопротивления движению дислокаций за счет увеличения плотности межзеренных границ, т.е. уменьшения размеров зерен.

**Дисперсионное упрочнение** – это повышение сопротивления движению дислокаций за счет постановки на пути их скольжения наноразмерных (дисперсных) частиц второй фазы: карбидов, нитридов, карбонитридов, интерметаллидов.

## 5.2. Дислокационное упрочнение

Дислокационным, или деформационным, называют упрочнение в результате повышения плотности дислокаций, например, при холодной пластической деформации, закалке, различных схемах термомеханической и механотермической обработки.

Одним из способов получения высокой плотности дислокаций в материале является холодная пластическая деформация (ХПД). При увеличении степени холодной пластической деформации до 25–30 % прочность низкоуглеродистых сплавов на основе  $\alpha$ -железа существенно возрастает, а затем стабилизируется. Параллельно с повышением прочности снижается уровень характеристик пластичности, ударной вязкости, вязкости разрушения; критическая температура хрупкости при этом возрастает.

Физику дислокационного упрочнения удобно рассмотреть на примере холодной пластической деформации благоприятно ориентированного ГЦК-монокристалла. Благоприятная ориентировка монокристалла заключается в том, что нормаль к плоскости наилегчайшего скольжения составляет угол  $45^\circ$  с направлением действия внешнего усилия (рис. 5.1).

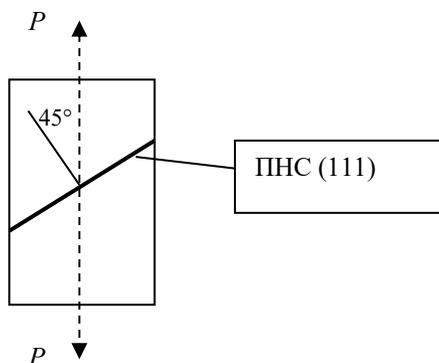


Рис. 5.1. Схема благоприятно ориентированного ГЦК-монокристалла

Деформируем данный монокристалл по схеме одноосного центрального растяжения. Полученная кривая деформационного упрочнения, построенная в терминах истинных напряжений и истинных деформаций, показана на рис. 5.2. Она состоит из нескольких участков, каждый из которых характеризуется своим законом изменения напряжения как функции деформации.

Участок  $0-a$  соответствует упругой деформации. На этом участке коэффициент деформационного упрочнения, который характеризуется тангенсом угла наклона диаграммы к оси деформаций, определяется модулем упругости. Деформация на этом участке является обратимой, если пренебречь неупругими явлениями. Поскольку величина упругой деформации металлических материалов очень мала, на экспериментальных кривых участок  $0-a$  практически сливается с осью напряжений.

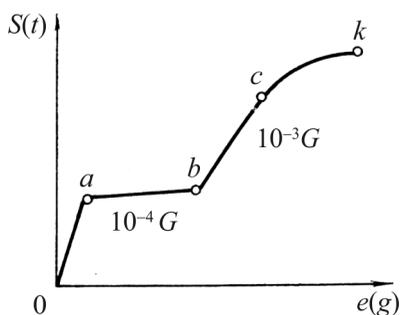


Рис. 5.2. Кривая деформационного упрочнения ГЦК-монокристалла, благоприятно ориентированного для скольжения в одной системе (в точке  $a$  плотность дислокаций  $\rho = 10^7 \text{ см}^{-2}$ ; в точке  $b$   $\rho = 10^8 \text{ см}^{-2}$ ; в точке  $c$   $\rho = 10^{11} \text{ см}^{-2}$ )

Пластическая деформация ГЦК-монокристалла начинается в точке  $a$ . Касательное напряжение в точке  $a$  имеет порядок  $10^{-4}-10^{-5}G$ . Именно попытки объяснить столь малую величину этого напряжения и привели к созданию теории дислокаций. Это напряжение является приведенным критическим напряжением сдвига.

Плотность дислокаций в исходном монокристалле мала и составляет примерно  $10^7 \text{ см}^{-2}$ .

Металлографические исследования предварительно полированных микрошлифов показывают, что на боковой поверхности монокристалла в результате деформирования на участке  $a-b$  появляется система параллельных линий (линий скольжения). Ориентировка этих линий скольжения совпадает с ориентировкой одной из плоскостей совокупности  $\{111\}$ .

Исследования с помощью просвечивающего электронного микроскопа показывают присутствие в ГЦК-монокристалле рядов параллельных дислокаций, принадлежащих одной из плоскостей совокупности  $\{111\}$ .

Таким образом, на первой стадии пластической деформации ГЦК-монокристалла деформация протекает только в одной системе скольжения. Коэффициент деформационного упрочнения на данной стадии минимален и составляет примерно  $10^{-4}G$ . Плотность дислокаций в результате первой стадии пластической деформации возрастает очень незначительно (с  $10^7$  до  $10^8$  см<sup>-2</sup>), и дислокации легко скользят на значительные расстояния. Все это позволяет назвать первую стадию пластической деформации ***стадией единичного или легкого скольжения***.

Рассмотрим факторы, оказывающие наиболее сильное влияние на продолжительность стадии единичного (легкого) скольжения:

– *тип кристаллической решетки*: стадия легкого скольжения наиболее продолжительна в ГП-кристаллах, поскольку число систем скольжения базиса минимально, и требуется очень большая деформация, чтобы заработала другая система скольжения (система скольжения призмы или пирамиды). В кристаллах с ОЦК-решеткой стадия легкого скольжения очень короткая, а чаще она вообще отсутствует, поскольку отсутствует система скольжения с максимальной плотностью упаковки (таких систем сразу несколько). В ГЦК-кристаллах первая стадия всегда есть, но она короче, чем в ГП-кристаллах;

– *температура деформации*: с повышением температуры усиливается взаимодействие между соседними плоскостями скольжения, поэтому с повышением температуры продолжительность первой стадии сокращается;

– *примеси*: атомы примесей препятствуют однородности скольжения, поэтому с увеличением концентрации атомов примесей продолжительность стадии легкого скольжения падает.

Напомним, что величину деформации можно определить по формуле:

$$g = b \cdot l \cdot \rho,$$

где  $b$  – вектор Бюргерса дислокации;  $\rho$  – плотность дислокаций;  $l$  – длина пробега дислокации.

Анализ данного выражения показывает, что на первой стадии деформационного упрочнения решающим является параметр  $l$ .

В точке  $b$  начинается вторая стадия деформационного упрочнения. Физически это происходит в тот момент, когда в процесс скольжения включается, как минимум, еще одна система скольжения. Металлографически это проявляется в том, что на поверхности предварительно полированного шлифа появляются новые линии скольжения, направленные под углом к тем, которые появились на первой стадии. Именно поэтому вторая стадия деформационного упрочнения называется *стадией множественного скольжения*.

Еще одним важным признаком множественного скольжения можно считать появление полос и пачек скольжения. При множественном скольжении пластическая деформация происходит крайне неоднородно. Появляются участки, где расстояния между линиями скольжения очень малы. При исследовании с помощью светового микроскопа эти близко расположенные линии не разрешаются и выглядят как темные полосы. Эти полосы и называют *полосами скольжения*. Полосы скольжения отделены друг от друга участками слабдеформированного металла. Эти участки называют *пачками скольжения*.

На второй стадии ( $b$ - $c$ ) происходит кардинальное изменение дислокационной структуры: очень значительно (примерно на 3–4 порядка) возрастает плотность дислокаций, во многих металлах и сплавах происходит формирование ячеистой дислокационной структуры. Размер ячеек в начале второй стадии составляет несколько микрон (1–5 мкм), ширина дислокационных границ между ячейками 0,1–0,2 мкм. На этой стадии продолжение пластической деформации возможно только за счет повышения плотности дислокаций, поэтому основным фактором реализации больших величин пластических деформаций на стадии множественного скольжения является плотность дислокаций  $\rho$ .

Участок  $c$ - $k$  характеризует третью стадию деформационного упрочнения, которую называют стадией *динамического возврата*. Большие степени деформации приводят к фрагментации полос

скольжения: на них появляются более темные участки, кроме того, они становятся ломаными. Фрагментация полос скольжения связана с тем, что на третьей стадии процесса деформационного упрочнения активизируется процесс поперечного скольжения винтовых дислокаций (рис. 5.3).

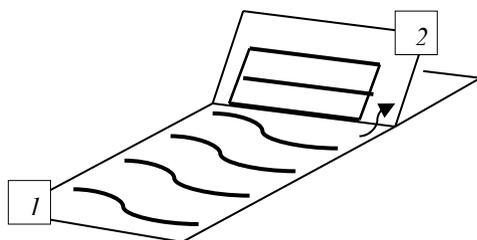


Рис. 5.3. Схема поперечного скольжения винтовой дислокации

Винтовая дислокация, скользящая в плоскости 1 и встречающая на своем пути непреодолимое препятствие, может выбросить петлю, которая начинает двигаться в плоскости 2.

На третьей стадии вероятность встречи дислокаций противоположного знака и их последующей аннигиляции становится очень большой. В связи с этим частичная аннигиляция дислокаций и некоторое снижение их плотности происходит на этой стадии практически всегда. Отсюда и название данной стадии деформационного упрочнения.

На переход от второй к третьей стадии деформационного упрочнения влияние оказывает только температура: при повышении температуры напряжение перехода от второй стадии к третьей падает. Кроме того, при более высоких температурах протяженность третьей стадии больше.

Прирост предела текучести  $\alpha$ -железа за счет дислокационного упрочнения можно оценить по формуле:

$$\Delta\sigma_{\tau} = 2,75 \cdot \alpha \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2},$$

где  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций, для сплавов со структурой  $\alpha$ -железа  $\alpha = 0,1 \dots 0,3$ ;

$2,75$  – ориентационный фактор;  $G$  – модуль сдвига,  $G = 84$  ГПа;  $b$  – вектор Бюргерса,  $b = 0,25$  нм;  $\rho$  – плотность дислокаций.

Для приближенной оценки вклада дислокационного упрочнения в общий предел текучести можно воспользоваться следующими данными для  $\alpha$ -железа:

Плотность дислокаций $\rho$ , см <sup>-2</sup>	$10^7$	$10^8$	$10^9$	$10^{10}$	$10^{11}$	$10^{12}$
Прирост предела текучести $\Delta\sigma_T$ , МПа	0	10	30	100	300	1000

Для более точной оценки можно по этим данным построить график и воспользоваться им.

### **5.3. Деформация поликристаллов и зернограничное упрочнение**

#### ***5.3.1. Понятие о поликристалле***

Поликристаллом называют образец, в поперечное сечение которого укладывается не менее 20 зерен-монокристаллов. Таким образом, принципиальное отличие поликристалла от монокристалла заключается в наличии в его структуре замкнутой сетки высокоугловых межзеренных границ, которые в большинстве случаев являются непреодолимыми препятствиями на пути движения дислокаций.

Экспериментальными подтверждениями того, что дислокации эффективно тормозятся межзеренными границами, является то, что, во-первых, плотность дислокаций вблизи границ всегда несколько выше, чем во внутренних объемах зерен, а во-вторых, микротвердость вблизи границ также выше, чем в теле зерен.

#### ***5.3.2. Эстафетный механизм передачи пластической деформации в поликристаллах***

Вследствие различной ориентировки зерен пластическая деформация в поликристаллах начинается неодновременно и проходит крайне неоднородно. В первую очередь, скольжение дислокаций

начинается в наиболее благоприятно ориентированных зернах, т.е. таких, в которых нормаль к плоскости наилегчайшего скольжения составляет угол  $45^\circ$  с вектором напряжения от внешнего усилия  $\sigma_{\text{внеш}}$ . На схеме (рис. 5.4) таким благоприятно ориентированным зерном является зерно № 1. В том случае, если величина касательного напряжения, лежащего в плоскости наилегчайшего скольжения и рассчитываемого по формуле  $\tau = \sigma_{\text{внеш}} \cdot \cos\alpha$ , окажется не меньше, чем величина приведенного критического напряжения сдвига  $t^*$ , в плоскости наилегчайшего скольжения зерна № 1 (ПНС зерна № 1) начнется скольжение дислокаций. Дислокации будут скользить в плоскостях наилегчайшего скольжения (на рис. 5.4 слева направо) до ближайшего непреодолимого препятствия, каким будет являться межзеренная граница (граница между зернами № 1 и № 2).

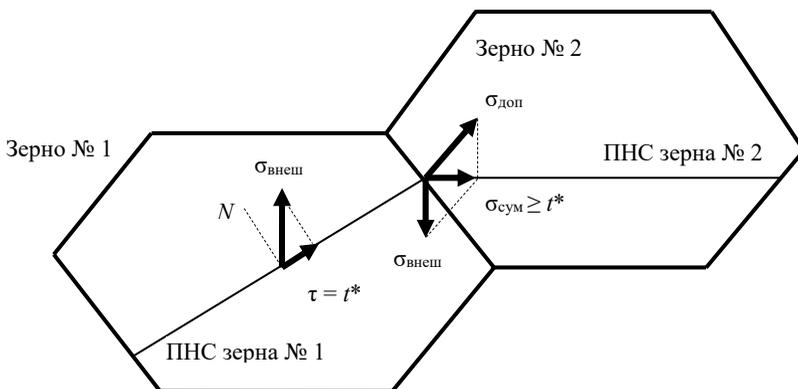


Рис. 5.4. Схема, иллюстрирующая эстафетную передачу пластической деформации в поликристалле

Вследствие процесса скольжения дислокаций в зерне № 1 на границе с зерном № 2 будет сформировано плоское скопление дислокаций. Вокруг «головы» плоского дислокационного скопления возникнет поле дополнительных упругих напряжений  $\sigma_{\text{доп}}$ . Эти напряжения могут складываться с полем напряжений от внешнего усилия  $\sigma_{\text{внеш}}$ , и в результате в системе наилегчайшего скольжения зерна № 2 сформируется суммарное напряжение  $\sigma_{\text{сум}}$ . В том случае, если это суммарное напряжение, принадлежащее системе наилег-

чайшего скольжения зерна № 2, окажется не меньше, чем приведенное критическое напряжение сдвига, в зерне № 2 будет инициирован процесс независимого скольжения дислокаций. Именно таким образом происходит эстафетная передача процесса пластической деформации от одного зерна (благоприятно ориентированного), к другому, ориентировка которого далека от благоприятной.

### ***5.3.3. Критерий Мизеса. Особенности пластической деформации поликристаллов***

В монокристалле процесс пластической деформации начинается в одной системе скольжения, при этом форма монокристалла может изменяться как угодно. В поликристалле одновременно деформируется большое число зерен-монокристаллов. В этих условиях, чтобы в приграничных зонах не возникало микрополостей и трещиноподобных дефектов, деформация зерен должна быть взаимно согласованной.

В 1928 г. Р. Мизес установил, что согласованная деформация возможна лишь в том случае, когда по обе стороны от высокоугловой границы действует не менее чем по 5 систем скольжения. Это и есть критерий Мизеса.

Таким образом, только множественное и согласованное скольжение обеспечивает целостность поликристалла в процессе пластической деформации.

На рис. 5.5 приведены кривые деформационного упрочнения для моно- и поликристаллов. Естественно, что особенности кривых деформационного упрочнения поликристаллов связаны с наличием в них замкнутой сетки высокоугловых границ.

Особенности пластической деформации поликристаллов заключаются в следующем:

1. Стадия легкого скольжения (стадия 1) в поликристаллах полностью отсутствует.

2. Значительная часть кривой деформационного упрочнения относится к стадии 3, т.е. возможности пластической деформации поликристаллов определяются характером множественного скольжения, и особенно тем, насколько легко и полно проходит процесс поперечного скольжения винтовых дислокаций.

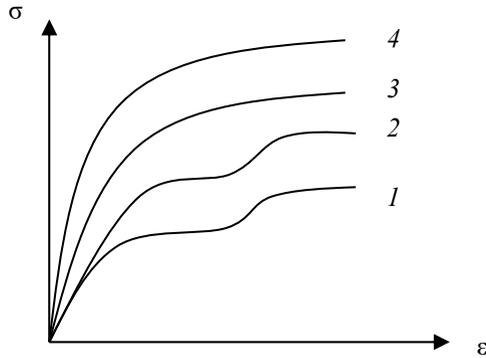


Рис. 5.5. Кривые деформационного упрочнения: 1 – благоприятно ориентированный монокристалл; 2 – неблагоприятно ориентированный монокристалл; 3 – поликристалл с крупным зерном размером  $d_1$ ; 4 – поликристалл с мелким зерном размером  $d_2$  ( $d_2 < d_1$ )

3. С уменьшением размера зерна сопротивление пластической деформации поликристалла возрастает.

### 5.3.4. Закон Холла–Петча

Итак, было показано, что границы зерен являются эффективными барьерами на пути движения дислокаций. В связи с этим естественно предположить, что уровень сопротивления металлов и сплавов пластической деформации будет зависеть от размеров зерен. Действительно, И.О. Холл и Н.Дж. Петч установили следующую зависимость:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2},$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести поликристалла, другими словами сопротивление пластической деформации поликристаллического металла или сплава, включающее тормозящее действие границ зерен;  $\sigma_0$  – предел текучести монокристалла или сумма внутризеренных механизмов упрочнения (в тех случаях, когда внутризеренные механизмы не действуют,  $\sigma_0$  представляет собой силу «трения решетки» или силу Пайерлса–Набарро, в самом общем случае равную удво-

енному приведенному критическому напряжению сдвига, т.е.  $\sigma_0 = 2 \cdot t^*$ ), для  $\alpha$ -железа  $t^* = 15$  МПа, поэтому  $\sigma_0 = 30$  МПа;  $K_y$  – коэффициент, учитывающий тип границы, для высокоугловых границ в  $\alpha$ -железе  $K_y = 0,6$  МПа $\cdot$ м $^{1/2}$ , для средне- и малоугловых границ  $K_y = 0,06$  МПа $\cdot$ м $^{1/2}$ ;  $d$  – размер элемента микроструктуры или субструктуры, на границе которого происходит торможение движения дислокаций, или в самом общем случае – длина свободного пробега дислокации, в частном случае  $d$  – размер зерна, например, феррита.

Параметр  $d^{-1/2} = \frac{1}{\sqrt{d}}$  называют параметром Холла–Петча.

Если в уравнении Холла–Петча параметр  $d^{-1/2}$  принять за  $x$ , то зависимость предела текучести поликристалла от этого параметра будет представлять собой прямую, отсекающую от оси ординат отрезок, равный  $\sigma_0$ , а тангенс угла наклона этой зависимости к оси абсцисс будет не чем иным, как  $K_y$ .

Кроме того, необходимо отметить, что закон Холла–Петча является универсальным. Его универсальность заключается в универсальности параметра  $d$ . В самом простом случае (в случае простой структуры) за  $d$  можно принять размер зерна феррита или аустенита. В том случае, если структура более сложна, задачей металловеда как раз и является отыскание того структурного параметра, границы которого являются эффективными барьерами на пути движения дислокаций.

Приведем некоторые примеры. Так, в структуре реечного или пакетного мартенсита таким структурным параметром является мартенситный пакет. В структуре эвтектоида (перлита) за  $d$  следует принимать длину плоскости скольжения дислокаций в ферритной пластине. В случае сорбита отпуска или дисперсного сорбита отпуска таким параметром структуры является размер зерна или субзерна, полученного в результате полигонизационно-рекристаллизационных процессов, протекающих при высоком отпуске.

В завершение попытаемся объяснить, почему с измельчением зерна сопротивление пластической деформации поликристалла, т.е. его предел текучести, растет.

Обратимся вновь к схеме на рис. 5.4. Внешнее напряжение или напряжение от внешнего усилия  $\sigma_{\text{внеш}}$ , при котором процесс пла-

стической деформации охватывает все поперечное сечение образца или детали, и есть предел текучести данного металла или сплава  $\sigma_T$ .

В случае крупного зерна длина плоскости скольжения будет очень большой, поэтому плоское скопление дислокаций будет очень мощным и, соответственно, большим будет и дополнительное напряжение  $\sigma_{\text{доп}}$  в голове такого мощного дислокационного скопления. В таких условиях для достижения заданного уровня суммарного напряжения ( $\sigma_{\text{сум}} = t^*$ ) величина внешнего напряжения, которое и является пределом текучести, может быть весьма незначительной.

Если же зерно будет мелким, а плоскость скольжения дислокаций короткой, то дополнительное напряжение в голове небольшого плоского скопления дислокаций будет небольшим, и, чтобы реализовать заданный уровень суммарного напряжения ( $\sigma_{\text{сум}} = t^*$ ), напряжение от внешней нагрузки (т.е. предел текучести) должно быть достаточно большим.

Зная параметр  $d$ , можно легко оценить вклад зернограницного упрочнения в общий уровень предела текучести. Для примера оценим вклад зернограницного упрочнения в уровень предела текучести технически чистого отожженного железа, другими словами, металла, в котором не действуют никакие механизмы упрочнения, кроме зернограницного. При этом размер зерна феррита в первом случае пусть будет равен 100 мкм, а во втором – 10 мкм. Для расчета используем формулу Холла–Петча.

Главное – не забывать переводить размер зерна в соответствующие единицы измерения, чаще всего в метры. Поэтому 100 мкм будут равны  $100 \cdot 10^{-6}$  м, а 10 мкм соответственно  $10 \cdot 10^{-6}$  м.

Для первого случая:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} = 30 + 0,6 \frac{1}{\sqrt{100 \cdot 10^{-6}}} = 30 + 0,6 \cdot 10^2 = 90 \text{ МПа.}$$

Для второго случая:

$$\begin{aligned} \sigma_T &= \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} = 30 + 0,6 \frac{1}{\sqrt{10 \cdot 10^{-6}}} = \\ &= 30 + 0,6 \cdot 10^2 \cdot \sqrt{10} = 30 + 192 = 222 \text{ МПа.} \end{aligned}$$

Таким образом, уменьшение зерна феррита в 10 раз (от 100 до 10 мкм) приводит к увеличению вклада зернограничного упрочнения в общий предел текучести примерно в 2,5 раза.

## 5.4. Твердорастворное упрочнение

### 5.4.1. Классификация видов твердорастворного упрочнения

Основные виды твердорастворного упрочнения приведены на схеме (рис. 5.6).

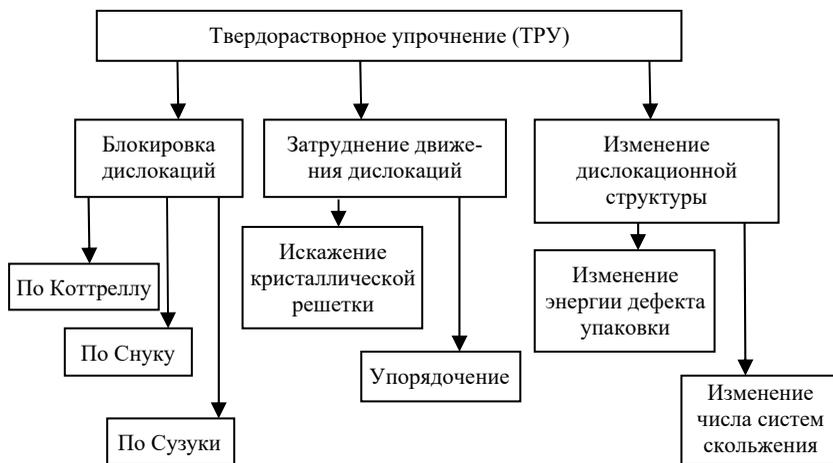


Рис. 5.6. Классификация основных видов твердорастворного упрочнения

### 5.4.2. Изменение дислокационной структуры при легировании

Изменение дислокационной структуры при легировании может быть вызвано двумя причинами:

1. Изменением энергии дефекта упаковки. Так, легирование меди 10 % цинка (получение латуни Л90) приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки в 10 раз.

Увеличение числа дефектов упаковки облегчает процесс двойникования, при этом в микрообъемах, где двойникование прошло, увеличивается прочность, а там, где двойникования не было, сохраняется исходный, т.е. повышенный, уровень пластичности.

Кроме латуней, этот эффект наблюдается при легировании тугоплавких металлов (W, Mo, Cr) рением, и поэтому он получил название рениевого эффекта.

2. Изменением числа систем скольжения. Известно, что при легировании происходит изменение параметра кристаллической решетки. Так, например, введение в титан ванадия приводит к уменьшению тетрагональности ГП-решетки  $\alpha$ -титана. В результате скольжение дислокаций становится возможным не только в плоскости базиса, но и в плоскости скольжения призмы и пирамиды. За счет увеличения числа систем скольжения происходит повышение пластичности титановых сплавов при неизменном или даже повышающемся уровне прочности. В связи с этим практически все высокопрочные сплавы на основе титана содержат примерно 4 % ванадия.

#### ***5.4.3. Блокировка дислокаций растворенными атомами. Эффект Портевёна. Деформационное старение***

Под блокировкой понимают затруднение старта движения дислокаций. Атомы примесей или легирующих элементов концентрируются в ядре дислокации (области металла вокруг дислокации с искаженной кристаллической решеткой), создавая атмосферу (сегрегацию, облако), которая и затрудняет начало движения дислокации. Существует несколько механизмов блокировки.

***Блокировка по Коттреллу (упругое взаимодействие).*** Пусть имеем дислокацию с плоскостью скольжения  $a$ - $a$  и ядром, выделенным пунктирным эллипсом (рис. 5.7). Ядро дислокации – это область металла вокруг дислокации с искаженной кристаллической решеткой.

Выше плоскости скольжения все атомы испытывают сжимающие напряжения, ниже плоскости скольжения – растягивающие.

Примесные атомы имеют отличный от атомов металла-растворителя диаметр. Это является главной причиной того, что все примесные атомы в решетке металла-растворителя обладают повышенной энергией. Поэтому примесные атомы стремятся попасть в ядро дислокации и понизить свою энергию. Атомы замещения, у которых диаметр меньше диаметра атома металла-растворителя,

стремятся расположиться над плоскостью скольжения; атомы замещения, у которых диаметр больше диаметра атома металла-растворителя, стремятся попасть в область ядра под плоскостью скольжения. Атомы внедрения всегда стремятся расположиться под плоскостью скольжения.

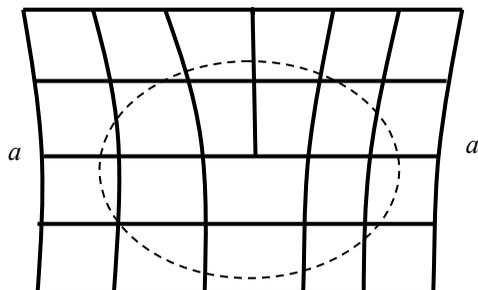


Рис. 5.7. Схема, объясняющая блокировку по Коттреллу

Примесные атомы, находящиеся в ядре дислокации, взаимодействуют с атомами металла-растворителя, входящими в состав дислокации, и тем самым как бы «привязывают» ее к определенному месту. Чтобы оторвать дислокацию от атмосферы примесных атомов (атмосферы Коттрелла), требуется приложить несколько более высокие напряжения.

**Блокировка по Снуку (электрическое взаимодействие).** Идеальную кристаллическую решетку можно представить как положительно заряженные ионы в узлах решетки и так называемый электронный газ, который равномерно распределен по объему всей решетки (рис. 5.8, а). Таким образом, объем решетки оказывается электронейтральным.

В кристаллической решетке с дислокацией ситуация существенно иная (рис. 5.8, б).

В ядре дислокации ниже плоскости скольжения плотность положительно заряженных ионов меньше, чем их плотность выше плоскости скольжения. Поскольку электронный газ распределен равномерно, объем ниже плоскости будет иметь отрицательный электрический заряд, положительно заряженные ионы примесей бу-

дуг притягиваться в эту область и устанавливать энергетические связи с дислокацией, которая окажется «привязанной» к этому месту.

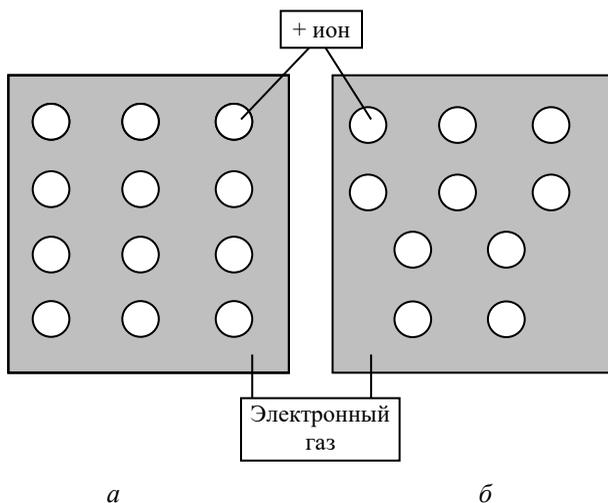


Рис. 5.8. Схема, поясняющая формирование атмосферы Сузук:  
*а* – идеальный кристалл; *б* – кристалл с дислокацией

**Блокировка по Сузуки (химическое взаимодействие).** Легирование может приводить к увеличению числа дефектов упаковки. Растворимость атомов примесей в дефектах упаковки отличается от их растворимости в обычной решетке. Измененная концентрация атомов примеси или легирующих элементов в дефекте упаковки растянутой дислокации и есть атмосфера Сузуки. Поэтому дислокации в дефекте упаковки труднее сдвинуть. Энергия связи атома примеси или легирующего элемента с растянутой дислокацией составляет 0,2 эВ и более. Это химическое взаимодействие не зависит от типа дислокации.

**Эффект Портевена.** Все механизмы блокировки дислокаций предусматривают увеличение концентрации атомов примесей или легирующих элементов в ядре дислокации, т.е. образование атмосферы. Для того чтобы дислокация начала двигаться, ей необходимо сначала оторваться от атмосферы. Другими словами, при наличии атмосферы для начала движения дислокации требуется несколько

более высокое напряжение, чем для ее последующего скольжения. Таким образом, под блокировкой дислокаций следует понимать затруднение начала движения дислокаций. Именно затруднение старта движения дислокаций и составляет суть *эффекта Портевена*.

Эффект Портевена по-разному проявляется при различных температурах (рис. 5.9).

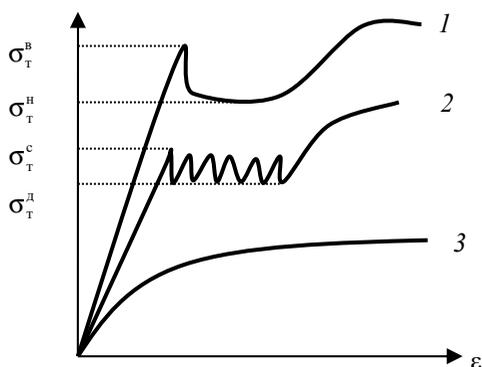


Рис. 5.9. Кривые деформационного упрочнения, демонстрирующие проявление эффекта Портевена при различных температурах: 1 – температура испытаний  $t_1 \approx 20^\circ\text{C}$ ; 2 – температура испытаний  $t_2 \approx 100...150^\circ\text{C}$ ; 3 – температура испытаний  $t_3 > 0,4 T_{пл}$

Так, при температуре  $t_1$  (для сплавов железа эта температура близка к комнатной) при напряжении  $\sigma_T^B$  происходит отрыв дислокаций от атмосфер. Это напряжение называют верхним пределом текучести. Для дальнейшего скольжения дислокаций достаточным является напряжение  $\sigma_T^H$ , которое называют нижним пределом текучести. Разность этих двух напряжений является количественной мерой степени блокировки (закрепления) дислокаций. Этот острый локальный максимум на диаграмме деформации получил название «зуб текучести».

При температуре  $t_1$  скорость диффузии атомов примеси, находящихся в атмосфере, много меньше скорости скольжения дисло-

кации, поэтому, один раз оторвавшись от атмосферы, дислокация окончательно уходит от нее.

При температуре  $t_2$  скорость диффузии атомов примеси, находящихся в атмосфере, сравнима со скоростью скольжения дислокации, поэтому дислокация, оторвавшаяся от атмосферы, чуть притормаживается силой Пайерлса–Набарро, и в этот момент атомы примеси ее догоняют и вновь осаждаются на ней в виде атмосферы. Для дальнейшего скольжения дислокации ей необходимо вновь оторваться от атмосферы, поэтому на диаграмме появляется пилообразный участок (кривая 2 на рис. 5.9).

При температуре  $t_3 > 0,4 T_{пл}$  существование атмосфер энергетически невыгодно, поэтому они отсутствуют, отсутствует и «зуб текучести» на диаграмме.

Необходимо отметить, что атомы примесей внедрения блокируют дислокации намного эффективней, чем атомы примесей замещения. Так, высота «зуба текучести» в низкоуглеродистом железе повышается на 200 МПа, если к нему добавить 0,01 % углерода или 8 % никеля.

**Деформационное старение.** Одним из самых неприятных проявлений эффекта Портевена является деформационное старение. Деформационное старение – это процесс медленного, постепенного, иногда в течение нескольких лет, охрупчивания строительной стали. Для реализации деформационного старения необходимы свободные, т.е. ничем не закрепленные, дислокации (иногда используют термин «свежие»), а также атомы примеси внедрения в твердом растворе. В первую очередь речь идет об азоте, поскольку коэффициент диффузии азота в решетке железа самый высокий (за исключением водорода). Достаточно всего 0,02 % азота в твердом растворе для активизации деформационного старения.

Наиболее типичной ситуацией, провоцирующей деформационное старение, является следующая: при сварке крупной конструкции в какой-то момент появилась нестыковка. Для ее устранения элементы конструкции немного подогнули, т.е. реализовали в них малую холодную пластическую деформацию, в результате которой появились свежие дислокации. Одновременно в непосредственной близости от ме-

ста загиба провели сварку. Появление жидкой ванны привело к растворению в жидком металле большого количества атомов примесей, и в первую очередь азота (ведь воздух на 79 % состоит из азота!). Таким образом, выполненными оказались оба условия, необходимые для протекания деформационного старения. По мере протекания процесса деформационного старения увеличивается высота «зуба текучести», и в какой-то момент уровень верхнего предела текучести становится равным сопротивлению хрупкому разрушению или даже выше его. В результате в месте сварного соединения металл переходит в хрупкое состояние. При таких обстоятельствах дополнительная нагрузка, например ветровая, может привести к хрупкому разрушению большой конструкции (крыша гипермаркета, стадиона и т.п.).

#### 5.4.4. Затруднение движения дислокаций

**Затруднение движения дислокаций за счет искажений кристаллической решетки.** Очевидно, что чем более искажена кристаллическая решетка металла-растворителя, тем более высокие напряжения требуются для движения дислокаций по искаженной решетке. Сопротивление кристаллической решетки движению дислокаций в твердых растворах замещения описывается моделью *Мотта–Набарро*.

Известно, что инородные атомы вызывают искажения кристаллической решетки при легировании. В том случае, если по размеру атом легирующего элемента больше атома металла-растворителя ( $d_{л.э} > d_{м.р}$ ), в решетке возникают растягивающие напряжения; если же атом легирующего элемента меньше атома металла-растворителя ( $d_{л.э} < d_{м.р}$ ), возникающие напряжения будут сжимающими. Эффект упрочнения будет пропорционален величине возникающих напряжений, а также концентрации атомов легирующих элементов в твердом растворе.

Чтобы учесть знак напряжений, вводят коэффициент размерного несоответствия:

$$\omega = \frac{1}{a} \cdot \frac{da}{dC},$$

где  $C$  – концентрация легирующего элемента;  $a$  – параметр кристаллической решетки твердого раствора.

Для сильно разбавленных растворов ( $C \ll 1$ ):

$$\omega = (a_m - a_p) / a_m,$$

где  $a_m$  – параметр кристаллической решетки металла-растворителя;  $a_p$  – параметр кристаллической решетки твердого раствора.

Величина упрочнения может быть выражена следующей формулой:

$$\Delta\tau = G \cdot \omega^2 \cdot C,$$

где  $G$  – модуль сдвига матрицы;  $C$  – концентрация легирующего элемента.

Модель Мотта–Набарро хорошо описывает упрочнение твердых растворов замещения на основе меди и алюминия.

Сопротивление кристаллической решетки движению дислокаций в твердых растворах внедрения описывается моделью Флейшера, которая особенно хорошо описывает упрочнение твердых растворов в сплавах на основе железа.

Суть модели Флейшера заключается в том, что в результате растворения атомов примесей внедрения кубическая решетка превращается в тетрагональную. Степень тетрагональности

$\epsilon = \frac{\Delta a}{a}$ , тогда величина упрочнения может быть рассчитана по формуле:

$$\Delta\sigma = \alpha \cdot \sqrt{\epsilon \cdot C},$$

где  $C$  – концентрация примеси внедрения в твердом растворе;  $\alpha$  – коэффициент.

Графически эта зависимость представлена на рис. 5.10. Очевидно, что твердорастворное упрочнение атомами углерода в сплавах на основе  $\alpha$ -железа эффективно действует при низких концентрациях углерода – до 0,10 %. При дальнейшем повышении концентрации углерода в твердом растворе  $\alpha$ -железа прирост упрочнения уменьшается, и при высоких концентрациях практически сводится на нет.

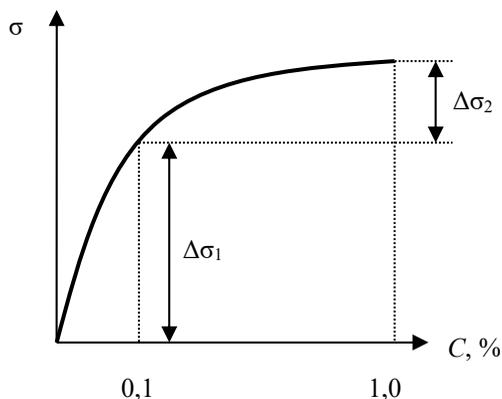


Рис. 5.10. Зависимость величины твердорастворного упрочнения от концентрации углерода в  $\alpha$ -железе

Количественная оценка твердорастворного упрочнения железа (феррита или  $\alpha$ -фазы) производится в предположении об аддитивности вкладов отдельных легирующих элементов. Эмпирически установлено, что при одновременном легировании  $\alpha$ -железа атомами нескольких легирующих элементов их влияние на упрочнение может быть просуммировано:

$$\Delta\sigma_{\tau} = \sum_{i=1}^n K_i \cdot C_i,$$

где  $K_i$  – коэффициент упрочнения  $\alpha$ -фазы при растворении в ней 1 % (по массе) данного легирующего элемента;  $C_i$  – концентрация легирующего элемента, растворенного в  $\alpha$ -фазе.

Для оценки вклада твердорастворного упрочнения сталей и сплавов в уровень предела текучести можно воспользоваться следующими данными:

Элемент	C, N	P	Si	Ti	Al	Cu	Mn	Cr	Ni	Mo	V
$K_i, \frac{\text{МПа}}{\text{мас. \%}}$	4670	690	86	82	60	39	33	31	30	11	3

Определение значений  $C_i$  является наиболее сложной задачей, так как эта величина представляет собой концентрацию элемента в твердом растворе, а не его содержание в стали или сплаве. Дело в том, что углерод или легирующий элемент может находиться в твердом растворе лишь частично, а частично может быть связанным в карбидную, нитридную или интерметаллидную упрочняющую фазу.

Для примера покажем, как величина  $C_i$  может быть примерно оценена при расчете твердорастворного упрочнения феррито-перлитных сталей.

Как показывают опытные данные, в феррите горячекатаных (нормализованных) сталей обычно растворено 0,01–0,02 % (C+N). Остальное количество углерода и азота связано в цементит и специальные карбиды и нитриды.

Некарбидообразующие элементы (Si, Ni, P) целиком входят в состав феррита. Медь практически нерастворима в феррите и образует самостоятельную фазу.

Из числа карбидообразующих элементов практически полностью связаны в карбиды все сильные карбидообразователи – Nb, V, Ti.

Сильный нитридообразователь – алюминий – обычно полностью связан в нитриды и неметаллические включения.

Хром и молибден частично входят в состав карбидной фазы, а частично растворены в твердом растворе (примерно 50 на 50 %). Это же относится к слабому карбидообразователю, каким является марганец. Марганец своих карбидов в сталях не образует, но может входить в состав легированного цементита.

***Затруднение движения дислокаций за счет упорядочения.*** Пусть имеем упорядоченный твердый раствор (УТР) (рис. 5.11, а). После прохождения через УТР единичной дислокации в нем должна была бы образоваться антифазная граница (АФГ), характерным признаком которой является присутствие атомов одного сорта на зеркальных позициях относительно плоскости скольжения (рис. 5.11, б).

Образование АФГ требует весьма значительных затрат энергии, поэтому вероятность скольжения единичной дислокации по УТР крайне мала.

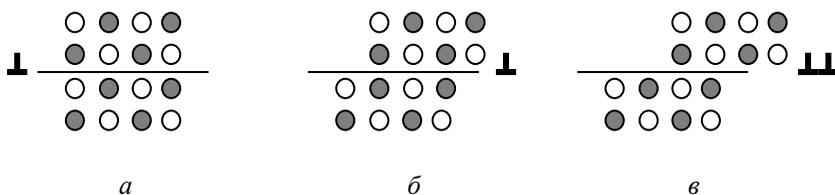


Рис. 5.11. Схема, объясняющая упрочнение упорядоченного твердого раствора

АФГ не возникает, если в УТР скользит двукратная дислокация или реализуется одновременное скольжение пары единичных дислокаций (рис. 5.11, в). Очевидно, что для скольжения двукратной дислокации или пары единичных дислокаций требуются более высокие напряжения.

УТР формируются в сплавах высокопластичных благородных металлов, однако пластичность УТР заметно ниже, чем пластичность металлов, входящих в состав УТР. Коэффициент деформационного упрочнения УТР  $\theta = \frac{dt}{dg}$  выше, чем  $\theta$  неупорядоченных твердых растворов.

Данный механизм упрочнения эффективен при повышенных температурах.

## 5.5. Дисперсионное упрочнение

### 5.5.1. Понятие о дисперсионном упрочнении.

#### *Виды дисперсионного упрочнения.*

#### *Металлография дисперсионного упрочнения*

Под дисперсионным упрочнением понимают повышение сопротивления пластической деформации в результате выделения дисперсных фаз при распаде пересыщенного твердого раствора.

Дисперсионное упрочнение (ДУ) бывает двух видов: ДУ когерентными выделениями и ДУ некогерентными выделениями.

**Когерентными** называют выделения, у которых поверхность раздела с матрицей является плоскостью, а атомы, расположенные в этой

плоскости, одновременно принадлежат и матрице, и выделению. Кроме того, кристаллическая решетка когерентного выделения изоморфна решетке матрицы, а параметры решеток отличаются не более чем на 3 %. В таких условиях скользящая в матрице дислокация может войти в частицу, проскользнуть в ней, оставив на поверхности частицы ступеньки величиной, равной вектору Бюргерса дислокации (говорят, что дислокация перерезает частицу), и вновь, выйдя в матрицу, продолжить скольжение в матрице. Такой механизм преодоления когерентных частиц дислокациями называют перерезанием.

Некогерентная граница, отделяющая *некогерентные* выделения, представляет собой объем, в котором атомы расположены произвольно. Решетки матрицы и некогерентного выделения чаще всего неизоморфны, а параметры решеток могут отличаться весьма значительно. Дислокации не могут преодолеть некогерентные выделения по механизму перерезания и преодолевают их по механизму огибания.

Металлографию дисперсионного упрочнения удобно рассмотреть на примере сплавов системы «алюминий – легирующий элемент» (в качестве легирующего элемента может быть, например, медь). Фрагмент соответствующей диаграммы состояния показан на рис. 5.12.

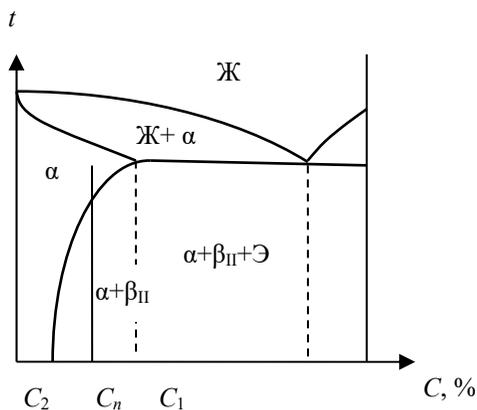


Рис. 5.12. Фрагмент диаграммы состояния системы «алюминий – легирующий элемент»

Рассмотрим сплав с концентрацией легирующего элемента  $C_n$ . В исходном (отожженном) состоянии структура сплава состоит из зерен твердого раствора ( $\alpha$ -фаза) и весьма крупных («грубых») частиц фазы  $\beta_{II}$  (рис. 5.13, а).

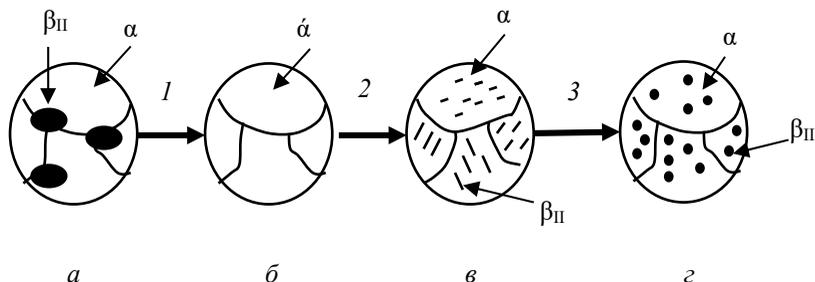


Рис. 5.13. Схема структурных превращений при реализации дисперсионного упрочнения в системе «алюминий – легирующий элемент»: 1 – закалка; 2 – низкотемпературное старение; 3 – высокотемпературное старение

Нагрев под закалку в  $\alpha$ -область приводит к растворению частиц фазы  $\beta_{II}$ , а последующее быстрое закалочное охлаждение, подавляя диффузионные процессы, предотвращает их выделение. В результате получают пересыщенный твердый раствор  $\alpha'$  (рис. 5.13, б). Степень пересыщения будет определяться отношением концентраций  $C_n/C_2$ .

Последующее старение при относительно невысокой температуре приводит к формированию наноразмерных когерентных частиц фазы  $\beta_{II}$  (рис. 5.13, в), а старение при более высокой температуре приводит к разрыву когерентности и образованию некогерентных частиц этой же фазы (рис. 5.13, г).

Таким образом, в результате проведенной термической обработки исходный фазовый состав не изменился, но изменилась морфология частиц фазы  $\beta_{II}$ , которая, в конечном счете, и определяет уровень дисперсионного упрочнения.

### 5.5.2. Изменение твердости и прочности при дисперсионном упрочнении. Дисперсные упрочняющие фазы

Изменение твердости и прочности при распаде пересыщенного твердого раствора будет являться результатом протекания двух процессов: уменьшения этих характеристик из-за распада пересы-

щенного твердого раствора, т.е. уменьшения вклада твердорастворного упрочнения, а также их увеличения за счет собственно дисперсионного упрочнения.

В том случае если эффект от распада пересыщенного твердого раствора по абсолютной величине будет больше, чем эффект от выделения дисперсных фаз, то на графике зависимости предела текучести или твердости от температуры отпуска или старения будет наблюдаться замедление темпа падения прочности и твердости, как это показано на рис. 5.14, а.

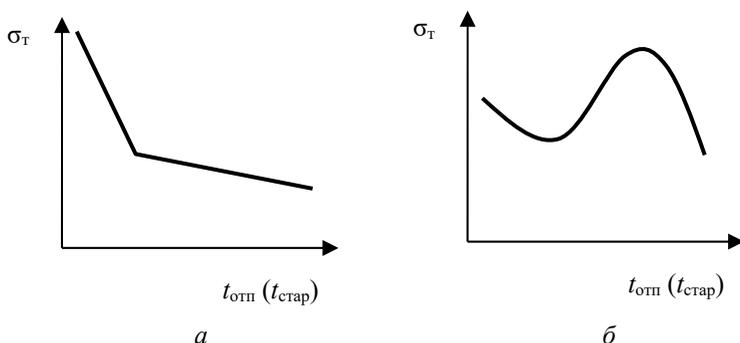


Рис. 5.14. Схема зависимости предела текучести от температуры отпуска (или старения) в случае дисперсионного упрочнения (а) и дисперсионного твердения (б)

Если же эффект упрочнения в результате выделения дисперсных фаз будет больше эффекта от распада пересыщенного твердого раствора, то на кривой будет наблюдаться локальный максимум, как на рис. 5.14, б.

В первом случае говорят о *дисперсионном упрочнении*, а во втором – о *дисперсионном твердении*. В качестве конкретного примера на рис. 5.15 приведены зависимости твердости от температуры отпуска стали типа 40Х, легированной ванадием в различном количестве. Очевидно, что при низком содержании ванадия наблюдается лишь замедление темпа падения твердости по мере повышения температуры отпуска, а при содержании ванадия 0,5 % и более при температуре отпуска около 600 °С наблюдается существенное повышение твердости.

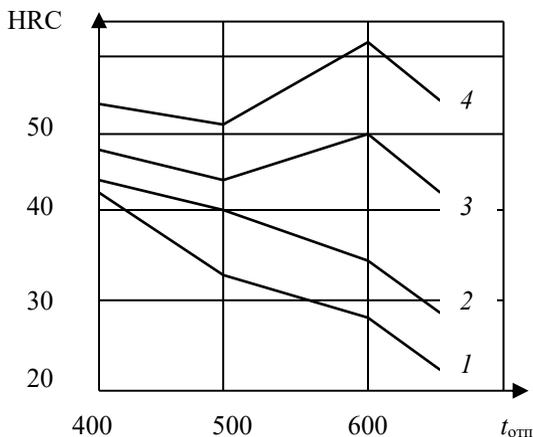


Рис. 5.15. Характер изменения твердости при отпуске стали типа 40X с различным содержанием ванадия: 1 – сталь без ванадия; 2 – 0,25 % ванадия; 3 – 0,5 % ванадия; 4 – 1,7 % ванадия

Известны три вида дисперсных частиц: карбиды, нитриды и интерметаллиды.

Дисперсионное упрочнение наиболее эффективно в тех случаях, когда частицы упрочняющей фазы достаточно легко растворяются при высокотемпературном нагреве и достаточно медленно коагулируют при отпуске или старении.

Карбиды цементитного типа легко растворяются при нагреве под закалку, но также легко коагулируют при отпуске. Карбиды типа MeC и особенно нитриды трудно коагулируют при отпуске (старении), но в то же время очень трудно растворяются при нагреве под закалку. Анализ показывает, что оптимальными с этой точки зрения являются интерметаллиды типа  $A_3B$  (например,  $Ni_3Ti$ ), которые и достаточно легко растворяются при нагреве под закалку и достаточно медленно коагулируют в процессе отпуска или старения.

### 5.5.3. Упрочнение когерентными частицами

Дисперсионное упрочнение когерентными частицами описывается моделью Мотта–Набарро. В соответствии с данной моделью дислокации преодолевают когерентные частицы по механизму пе-

перезапания (рис. 5.16): дислокация входит в частицу (рис. 5.16, а), скользит в ней (рис. 5.16, б) и выходит, оставляя на ее поверхности ступеньки, величина которых равна вектору Бюргерса данной дислокации (рис. 5.16, в).

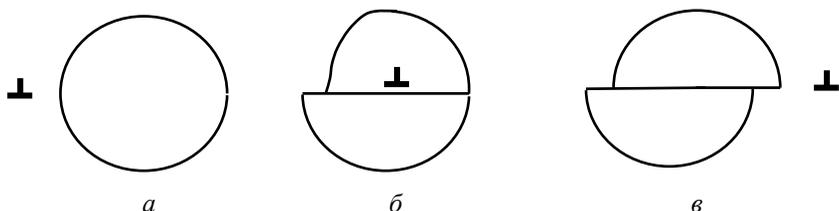


Рис. 5.16. Схема перерезания когерентной частицы дислокацией

В соответствии с моделью Мотта–Набарро прирост сопротивления пластической деформации

$$\Delta\tau = 2G_m \cdot \varepsilon \cdot f,$$

где  $G_m$  – модуль сдвига матрицы;  $f$  – объемная доля частиц;  $\varepsilon$  – деформация несоответствия (это величина упругой деформации, которую необходимо реализовать в частице, чтобы превратить ее решетку в решетку матрицы).

Из приведенной формулы очевидно, что величина упрочнения определяется объемной долей частиц и степенью несоответствия решеток частиц и матрицы и не зависит от параметров самих частиц.

Объемная доля частиц в конструкционных сталях относительно невелика и не может превышать 3...5 % (0,03...0,05). Деформация несоответствия также невелика (не выше 3 % (0,03)).

Например, оценим примерный вклад в уровень предела текучести стали дисперсионного упрочнения когерентными частицами:

$$\Delta\tau = 2G_m \cdot \varepsilon \cdot f = 2 \cdot 80000 \cdot 0,03 \cdot 0,05 = 240 \text{ МПа.}$$

Из рис. 5.17 следует, что диаграммы деформации твердого раствора без выделений и с когерентными выделениями располагаются эквидистантно, поскольку  $\Delta\sigma_{0,2} = \Delta\sigma_b$ . Другими словами, когерентные выделения оказывают постоянное упрочняющее действие на всех стадиях пластической деформации.

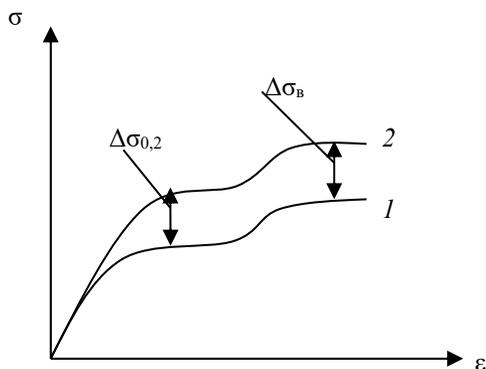


Рис. 5.17. Диаграммы деформации твердого раствора без выделений (1) и с когерентными выделениями (2)

Существует достаточно большое число причин повышения сопротивления пластической деформации при перерезании когерентных частиц дислокациями. Укажем лишь две главные: во-первых, вокруг когерентной частицы формируется поле упругих напряжений. Для того чтобы дислокация вошла в частицу и начала ее перерезать, она сначала должна преодолеть это поле напряжений. Во-вторых, дисперсная частица практически всегда имеет более высокий модуль сдвига по сравнению с матрицей. Таким образом, разрыв межатомных связей в частице требует больших усилий.

#### 5.5.4. Упрочнение некогерентными частицами

Как уже было сказано, дислокации преодолевают некогерентные выделения по механизму огибания. Этот механизм описывается известной моделью Э. Орована. Модель Орована применима для сферических ( $d = 2r$ ), недеформируемых ( $G_{\text{ч}} \gg G_{\text{м}}$ , где  $G_{\text{ч}}$  – модуль сдвига частиц), далеко отстоящих друг от друга ( $\lambda \gg d$ ), равномерно распределенных ( $\lambda = \text{const}$ ) частиц второй фазы.

Смысл модели Орована заключается в том, что дислокация удерживается цепочкой частиц до тех пор, пока напряжение не станет достаточным для того, чтобы линия дислокации изогнулась и прошла между частицами, оставив вокруг частиц дислокационные петли (рис. 5.18).

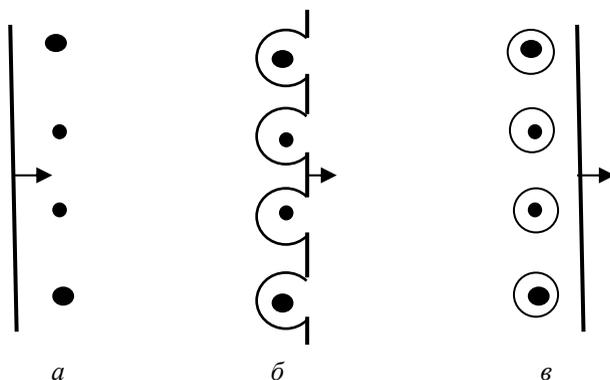


Рис. 5.18. Схема огибания дислокацией цепочки некогерентных частиц (модель Орована): *а* – дислокация подошла к цепочке некогерентных частиц; *б* – дислокация изогнулась между частицами; *в* – дислокация прошла между частицами, оставив на них дислокационные петли

В общем случае упрочнение за счет некогерентных частиц описывается следующей формулой (формула Орована):

$$\Delta\tau = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{G_m \cdot b}{\lambda} \cdot \Phi \cdot \ln \frac{\lambda}{2b},$$

где  $G_m$  – модуль сдвига матрицы;  $b$  – вектор Бюргера дислокации;  $\lambda$  – межчастичное расстояние;  $r, d$  – радиус и диаметр частиц;  $\Phi$  – коэффициент, характеризующий тип дислокации.

Для краевой дислокации  $\Phi = \frac{1}{1-\mu}$ ; для винтовой дислокации

$\Phi = 1$ .

Если принять, что

$$\alpha = \frac{1}{2\pi} \cdot \Phi \cdot \ln \frac{\lambda}{2b},$$

то формула Орована становится значительно проще:

$$\Delta\tau = \alpha \cdot \frac{G_m \cdot b}{\lambda}.$$

Важно понимать, что каждая дислокация, преодолевшая цепочку частиц, оставит на каждой из них свои петли. Таким образом, по мере протекания процесса пластической деформации «шуба» из дислокационных петель на частицах будет расти, а межчастичное расстояние, соответственно, существенно уменьшаться. В связи с этим обстоятельством необходимо говорить не просто о начальном расстоянии между частицами, а об эффективном межчастичном расстоянии  $\lambda_{эф}$ , на котором в данный момент может происходить процесс огибания дислокаций:

$$\Delta\tau = \alpha \cdot \frac{G_m \cdot b}{\lambda_{эф}}$$

Таким образом, чем дальше идет процесс пластической деформации, тем большее число дислокационных петель остается на частицах, тем меньше  $\lambda_{эф}$  и тем больше  $\Delta\tau$ .

Именно этим обстоятельством объясняется большая разница между приростом предела текучести и приростом предела прочности, наблюдаемая при деформации твердого раствора с некогерентными выделениями (рис. 5.19).

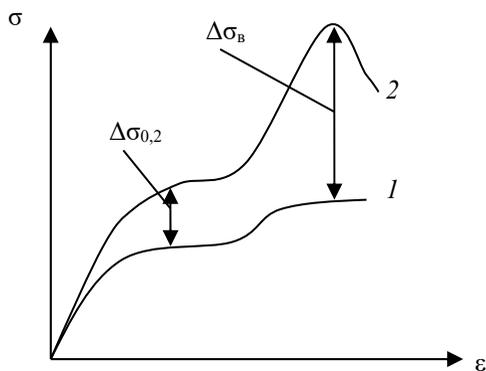


Рис. 5.19. Диаграммы деформации твердого раствора без выделений (1) и с некогерентными выделениями (2)

При чрезмерно высоком отпуске или старении активно протекает процесс коагуляции частиц, т.е. наиболее крупные частицы растут за счет растворения наиболее мелких. В результате этого процесса межчастичное расстояние увеличивается, и упрочнение начинает снижаться. Именно этим объясняется снижение характеристик прочности при чрезмерно высоких температурах отпуска или старения.

Между геометрическими параметрами частиц имеется следующее соотношение:

$$f = \frac{\pi}{6} \cdot \frac{d^2}{\lambda^2} \text{ или } \lambda = d \sqrt{\frac{\pi}{6f}}.$$

Механизм Орована работает до тех пор, пока в процессе нарастания «дислокационной шубы» вокруг частиц не выполнится условие:

$$\lambda_{эф} = 3r.$$

С этого момента каждая последующая дислокация будет воспринимать такую цепочку выделений как непреодолимое препятствие.

#### **5.5.5. Упрочнение при образовании структур-агрегатов**

Типичным примером агрегатированной структуры является структура отожженной, нормализованной или горячекатаной конструкционной стали, т.е. смесь феррита и перлита (рис. 5.20).

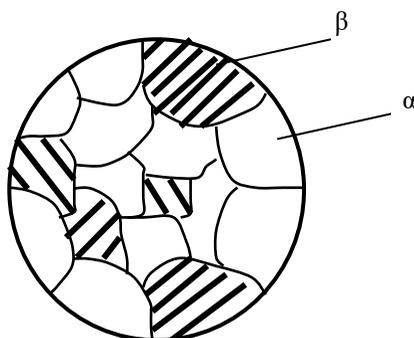


Рис. 5.20. Схема агрегатированной микроструктуры

Оценим увеличение сопротивления пластической деформации при формировании подобной микроструктуры. Введем некоторые ограничения: размер зерен  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз должен быть примерно одинаковым ( $d^\alpha \approx d^\beta$ ); доля  $\beta$ -фазы должна быть меньше половины ( $V^\beta < 0,5$ ); сопротивление пластической деформации  $\beta$ -фазы должно быть выше, чем  $\alpha$ -фазы ( $\sigma_T^\beta > \sigma_T^\alpha$ ).

Предел текучести агрегатированной структуры подчиняется принципу аддитивности:

$$\sigma_T^{\alpha+\beta} = \sigma_T^\alpha \cdot V^\alpha + \sigma_T^\beta \cdot V^\beta.$$

Преобразуем данное выражение, исходя из того, что  $V^\alpha = 1 - V^\beta$ :

$$\sigma_T^{\alpha+\beta} = \sigma_T^\alpha \cdot V^\alpha + \sigma_T^\beta \cdot V^\beta = \sigma_T^\alpha \cdot (1 - V^\beta) + \sigma_T^\beta \cdot V^\beta.$$

Тогда прирост сопротивления пластической деформации при образовании агрегатированной структуры можно оценить следующим образом:

$$\Delta\sigma_T^{\alpha+\beta} = \sigma_T^{\alpha+\beta} - \sigma_T^\alpha = \sigma_T^\alpha \cdot (1 - V^\beta) + \sigma_T^\beta \cdot V^\beta - \sigma_T^\alpha.$$

Окончательно прирост предела текучести при образовании агрегатированной структуры можно оценить так:

$$\Delta\sigma_T^{\alpha+\beta} = V^\beta \cdot (\sigma_T^\beta - \sigma_T^\alpha).$$

Таким образом, прирост предела текучести при образовании агрегатированной структуры определяется долей более прочной  $\beta$ -фазы и разницей пределов текучести  $\beta$ - и  $\alpha$ -фаз.

## 5.6. Сравнительный анализ эффективности действия основных механизмов упрочнения

Сравним эффективность действия 4 основных механизмов упрочнения. На рис. 5.21 сплошной линией показана традиционная взаимосвязь прочности и пластичности металлов и сплавов, которая заключается в том, что по мере повышения прочности пластичность металлических материалов снижается. Пунктиром показаны области действия конкретных механизмов упрочнения.

Очевидно, что твердорастворный и дислокационный механизмы упрочнения действуют совершенно традиционно. Это показывает область 1, точно повторяющая гиперболу, описывающую обычную взаимосвязь прочности и пластичности.

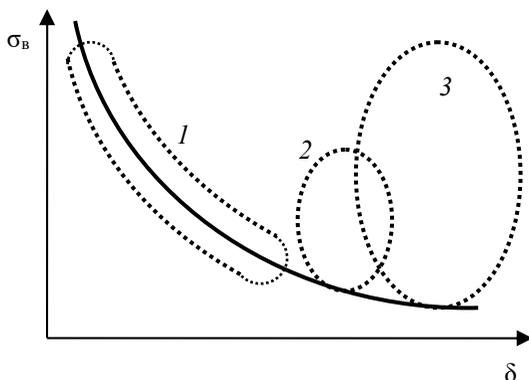


Рис. 5.21. Схема, иллюстрирующая эффективность действия основных механизмов упрочнения: 1 – твердорастворный и дислокационный механизмы упрочнения; 2 – дисперсионное упрочнение; 3 – зернограничное упрочнение

Область 2, показывающая границы действия дисперсионного механизма, говорит о том, что, реализуя данный механизм, можно при достаточно высоком уровне пластичности получать повышенную прочность. Кроме того, необходимо отметить, что для сплавов на основе железа нижняя часть области 2 относится к дисперсионному упрочнению когерентными выделениями, а верхняя характеризует дисперсионное упрочнение некогерентными частицами. Таким образом, дисперсионное упрочнение некогерентными выделениями может оказаться достаточно перспективным для упрочнения сплавов на основе железа.

Наконец, по рис. 5.21 видно, что наиболее перспективным механизмом упрочнения металлов и сплавов является зернограничный механизм упрочнения, при реализации которого при высоком уровне пластичности можно получить прочность, изменяющуюся в самых широких пределах.

Таким образом, окончательно становится ясно, что наиболее перспективным, а потому самым желательным механизмом упрочнения сплавов на основе железа является зернограницный механизм упрочнения.

*Литература по теме 5: [1, 2, 5, 6].*

### **Контрольные вопросы**

1. Каковы основные механизмы упрочнения?
2. Что такое дислокационное упрочнение?
3. Что представляют собой поликристаллы?
4. Опишите эстафетный механизм передачи пластической деформации в поликристаллах.
5. В чем заключается критерий Мизеса? Укажите особенности пластической деформации поликристаллов.
6. Объясните сущность закона Холла–Петча.
7. Что такое твердорастворное упрочнение?
8. Приведите классификацию видов твердорастворного упрочнения.
9. В чем состоит сущность блокировки дислокаций растворенными атомами?
10. Что такое эффект Портевёна?
11. Что приводит к деформационному старению?
12. Приведите виды дисперсионного упрочнения.
13. Как изменяются твердость и прочность при дисперсионном упрочнении?
14. Опишите дисперсные упрочняющие фазы.
15. Как осуществляется упрочнение когерентными частицами? Рассмотрите модель Мотта–Набарро.
16. В чем состоит упрочнение некогерентными частицами? Опишите модель Орована.
17. Как происходит упрочнение при образовании структур-агрегатов?
18. Проведите сравнительный анализ эффективности действия основных механизмов упрочнения.

## Тема 6. ПРОВЕДЕНИЕ ИСПЫТАНИЙ

### *Вопросы по теме*

1. Классификация методов испытаний. Условия подбора.
2. Определение твердости сталей и сплавов.
3. Проведение испытаний на одноосное растяжение.

### **6.1. Классификация видов испытаний**

Большинство предметов, которыми пользуется человек, предназначены для создания механических напряжений и их перераспределения.

Кроме того, очевидно, что любая деталь или конструкция не существует вне материала. Одну и ту же деталь можно изготовить из разных материалов, и в зависимости от выбранного материала деталь может лучше или хуже выполнять свою функцию.

Возникает вопрос: как выбрать наилучший материал? Простой перебор материалов – это слишком длительный и дорогой процесс. Для того чтобы обойти эту сложность, необходимо выделить главное качество материала (главную функцию) и смоделировать его в лабораторных условиях, другими словами, провести испытания материала или группы материалов.

Испытания материалов отличаются большим разнообразием. Испытания классифицируют по следующим признакам:

- по виду напряженного состояния: 1-, 2- и 3-осное растяжение, кручение, изгиб, 1- и 3-осное сжатие;
- по способу нагружения: статическое, динамическое, циклическое, нагружение по режиму  $\sigma = \text{const}$ , нагружение по режиму  $\sigma = f(e)$ ;
- по изменению внешних условий (температуры, времени, внешней среды).

Все эти испытания, несмотря на свое многообразие, должны отвечать всего лишь двум требованиям: они должны максимально полно соответствовать условиям эксплуатации и быть достаточно легко воспроизводимыми.

Необходимо также помнить, что механические свойства не являются физическими константами, а зависят от множества факторов. В связи с этим для получения сравнимых результатов проведение испытаний достаточно жестко регламентируют. Эта регламентация заключается в выполнении трех *условий подобия*:

- геометрическое подобие (форма и размеры образцов должны быть одинаковыми или подобными);
- механическое подобие (схема напряженного состояния и скорость нагружения должны быть одинаковыми);
- физическое подобие (внешние условия должны быть одинаковыми – температура, влажность воздуха, среда).

Только выполнение этих условий подобия позволяет получать сравнимые результаты.

## **6.2. Определение твердости сталей и сплавов**

### ***6.2.1. Твердость и группы методов ее оценки***

Под *твердостью* понимают сопротивление, оказываемое испытываемым телом проникновению в него другого, более твердого тела.

Твердость проверяют в отливках, прокате, поковках и готовых деталях как в термически обработанном, так и в нетермообработанном состоянии.

Существует несколько способов измерения твердости, различающихся по характеру воздействия наконечника на поверхность испытываемого материала. Твердость можно измерять вдавливанием наконечника (способ вдавливания), царапанием поверхности (способ царапания), ударом, а также определять по отскоку наконечника-шарика. Твердость, определенная царапанием, характеризует сопротивление разрушению (для большинства металлов путем среза); твердость, определенная по отскоку, – упругие свойства; твердость, определенная вдавливанием, – сопротивление пластической деформации.

В настоящее время известны три основные *группы методов оценки твердости* металлов и сплавов:

1) статические методы, которые, в свою очередь, делятся на методы царапания и методы вдавливания;

2) динамические методы, которые подразделяются на динамико-упругий метод, основанный на измерении высоты упругого отскока индентора (метод Шора), и динамико-пластический метод, основанный на измерении величины отпечатка, оставленного индентором в результате динамического (ударного) приложения нагрузки (метод Польди);

3) специальные или физические методы, основанные на измерении физических характеристик металлов и сплавов.

Наиболее широкое применение получило измерение твердости методом вдавливания. В результате вдавливания с достаточно большой нагрузкой поверхностные слои металла, находящиеся под наконечником и вблизи него, пластически деформируются. После снятия нагрузки остается отпечаток. По параметрам полученного отпечатка и судят об уровне твердости. Наиболее распространенными методами вдавливания являются методы Бринелля, Роквелла и Виккерса.

Измерение твердости имеет следующие преимущества:

1. Между твердостью пластичных металлов, определяемой способом вдавливания, и другими механическими свойствами (главным образом, пределом прочности) существует количественная зависимость. Величина твердости характеризует предел прочности металлов, получающих в испытаниях на растяжение сосредоточенную пластическую деформацию (шейку), а именно: сталей (кроме сталей с аустенитной и мартенситной структурой) и многих цветных сплавов. Это связано с тем, что при испытаниях на растяжение наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца и отнесенной к его первоначальной площади (предел прочности), отвечает сосредоточенная пластическая деформация (образование шейки), а не разрушение образца. Такая пластическая деформация аналогична деформации, создаваемой в поверхностных слоях металла при измерении твердости вдавливанием наконечника.

Например, между числом твердости по Бринеллю (НВ) и пределом прочности при растяжении ( $\sigma_{\text{в}}$ ) существуют примерные соотношения, приведенные в табл. 6.1.

Таблица 6.1

Соотношения между твердостью и пределом  
прочности для различных сплавов

№ п/п	Группа материалов	Формула для оценки $\sigma_b$ , МПа
1	Для сталей при HB = 1250...1750	$\sigma_b \approx 3,43 \cdot HB$
2	Для сталей при HB = 1750...4500	$\sigma_b \approx 3,62 \cdot HB$
3	Для алюминиевого литья	$\sigma_b \approx 2,6 \cdot HB$
4	Для бронзы и латуни отожженной	$\sigma_b \approx 5,5 \cdot HB$
5	Для бронзы и латуни наклепанной	$\sigma_b \approx 4,0 \cdot HB$
6	Для серого чугуна	$\sigma_b \approx (HB-40) / 0,6$
7	Для цинковых сплавов	$\sigma_b \approx 0,9 \cdot HB$

Особенность реализуемой при вдавливании пластической деформации заключается в том, что она протекает только в небольшом объеме, окруженном недеформированным металлом. В таких условиях испытания, близких к всестороннему неравномерному сжатию, возникают, главным образом, касательные напряжения, а доля растягивающих напряжений незначительна.

В связи с этим подобная количественная зависимость не наблюдается для хрупких материалов, которые при испытаниях на растяжение (или сжатие, изгиб, кручение) разрушаются без заметной пластической деформации, а при измерении твердости получают пластическую деформацию. Однако в ряде случаев и для этих металлов (например, серых чугунов) наблюдается качественная зависимость между пределом прочности и твердостью: возрастанию твердости обычно соответствует увеличение предела прочности на сжатие.

По значениям твердости можно определять также и некоторые пластические свойства металлов.

2. Измерение твердости значительно проще, чем определение прочности, пластичности и вязкости. Испытания твердости не требуют изготовления специальных образцов и выполняются непосредственно на проверяемых деталях после зачистки на поверхности ровной горизонтальной площадки, а иногда даже и без такой подготовки. Измерения твердости выполняются быстро, например при вдавливании конуса за 30–60 с, а при вдавливании шарика за 1–3 мин.

3. Измерение твердости обычно не влечет за собой разрушения проверяемой детали, и после измерения ее можно использовать по своему назначению, в то время как для определения прочности, пластичности и вязкости необходимо изготовление специальных образцов из детали. Поскольку при измерении твердости в большинстве случаев детали не разрушаются, то эти измерения можно применять для сплошного контроля деталей, в то время как определение характеристик прочности и пластичности проводят в ходе выборочного контроля.

4. Твердость можно измерять у деталей небольшой толщины, а также в очень тонких слоях, не превышающих (для некоторых способов измерения твердости) десятых долей миллиметра, или в микрообъемах металла (в последнем случае измеряют микротвердость).

Многие способы измерения твердости (например, измерение твердости по Виккерсу и измерение микротвердости) пригодны для оценки твердости различных по структуре и свойствам слоев металла, например, поверхностного слоя цементованной, азотированной или закаленной стали, имеющей разную твердость по сечению детали. Методом определения микротвердости можно также измерять твердость отдельных составляющих в сплавах.

Для полной характеристики свойств металла необходимо, наряду с измерением твердости, проводить и другие механические испытания.

### ***6.2.2. Измерение твердости по Бринеллю***

При измерении твердости по методу Бринелля в испытуемый образец под нагрузкой от 62,5 до 3000 кгс вдавливается стальной закаленный шарик диаметром 10; 5; 2,5 мм. Шарик оставляет на поверхности образца отпечаток, по величине которого судят о твердости.

*Числом твердости по Бринеллю* HB, МПа (кгс/мм<sup>2</sup>), называют отношение нагрузки  $P$ , передаваемой через шарик на образец, к площади образовавшейся при испытании лунки  $F$ :

$$HB = \frac{P}{F}.$$

Площадь отпечатка (мм<sup>2</sup>) может быть рассчитана по известным значениям диаметра шарика  $D$  и диаметра отпечатка  $d$ :

$$F = \frac{\pi}{2} D \left( D - \sqrt{D^2 - d^2} \right).$$

Однако каждый раз эти вычисления не производят, а пользуются известной таблицей, составленной для различных диаметров отпечатков и нагрузок.

Перед проведением испытаний подбирают диаметр шарика и нагрузку, для чего пользуются данными, представленными в табл. 6.2.

Таблица 6.2

Параметры измерения твердости по Бринеллю по ГОСТ 9012–59

Металлы	Твердость НВ, МПа	Толщина образца, мм	Соотношение между $P$ и $D^2$	Диаметр шарика $D$ , мм	Нагрузка $P$ , кгс	Выдержка под нагрузкой, с
Черные	1400–4500	6–3	$P = 30D^2$	10	3000	10
		4–2		5	750	10
		< 2		2,5	187,5	10
Черные	≤ 1400	> 6	$P = 10D^2$	10	3000	10
		6–3		5	250	10
		< 3		2,5	62,5	10
Цветные	≥ 1300	6–3	$P = 30D^2$	10	3000	30
		4–2		5	750	30
		< 3		2,5	187,5	30
Цветные	350–1300	9–3	$P = 10D^2$	10	1000	30
		6–3		5	250	30
		2–3		2,5	62,5	30
Цветные	80–350	> 6	$P = 2,5D^2$	10	250	60
		6–3		5	62,5	60
		< 3		2,5	15,6	60

Для получения сравнимых значений твердости при различных нагрузках и диаметрах шариков пользуются условиями подобия:  $P = k \cdot D^2$ , которые также приведены в табл. 6.2.

Испытания твердости по Бринеллю производят на прессах с гидравлическим или электромеханическим приводом.

Для измерения диаметра отпечатка ранее обычно пользовались примитивным микроскопом (лупой Бринелля), сейчас это можно сделать на бинокулярном микроскопе с соответствующим программным обеспечением.

Влияние на результаты испытания твердости по Бринеллю оказывает также длительность выдержки образца под нагрузкой. Легкоплавкие металлы (свинец, цинк, олово), имеющие низкую температуру рекристаллизации, испытывают пластическую деформацию не только в момент вдавливания, но и в течение некоторого времени после приложения нагрузки. С увеличением выдержки под нагрузкой пластическая деформация этих металлов стабилизируется.

Для металлов с высокими температурами плавления влияние продолжительности выдержки под нагрузкой незначительно, что позволяет применять более короткие выдержки (10–30 с). Нормы выдержки под нагрузкой для испытаний по Бринеллю (см. табл. 6.2) устанавливает ГОСТ 9012–59.

Недостатки определения твердости по методу Бринелля:

- невозможность испытания материалов с твердостью более 450 НВ, так как при этом будет происходить деформация шарика;
- невозможность испытывать твердость тонких образцов (толщиной менее 2 мм), поскольку шарик будет продавливать тонкий слой материала; толщина образца должны быть не меньше десятикратной глубины отпечатка.

Преимущества метода: простота, достаточно высокая точность, минимальные требования к чистоте поверхности образца по сравнению с другими методами.

### ***6.2.3. Измерение твердости по Роквеллу***

При измерении твердости по методу Роквелла в поверхность испытываемого образца вдавливаются алмазный (или победитовый) конус с углом при вершине  $120^\circ$  или стальной закаленный шарик диаметром 1,59 мм под действием двух последовательно прикладываемых нагрузок – предварительной (10 кгс) и общей 60, 100 или 150 кгс.

Принципиальное отличие измерения твердости по способу Роквелла от измерения по способу Бринелля состоит в том, что твердость определяют по глубине отпечатка, получаемого при вдавливании алмазного конуса или стального шарика, а не по площади отпечатка. По способу Роквелла можно изменять нагрузку в широких пределах без изменения значений твердости, так как при вдавливании конуса сохраняется закон подобия, а условия деформации под вершиной конуса с увеличением давления не изменяются.

Точнее говоря, о твердости по методу Роквелла судят по разности глубин вдавливания под действием общей и предварительной нагрузок. Для численной характеристики твердости введена условная цифровая шкала с цифрами, нанесенными в порядке, обратном движению стрелки в момент приложения нагрузки. При этом внедрение индентора на 0,002 мм (2 мкм) соответствует перемещению стрелки на одно деление шкалы. Число твердости по Роквеллу есть некоторое число, которое обозначают буквами HR с указанием шкалы А, В или С. Таким образом, твердость по Роквеллу обозначается HRA, HRB или HRC.

В зависимости от шкалы число твердости связано с глубиной внедрения конуса или шарика по следующими формулами:

$$\text{— для шкалы С: } HRC = 100 - \frac{H - h}{0,002};$$

$$\text{— для шкалы В: } HRC = 130 - \frac{H - h}{0,002},$$

где  $H$  – глубина внедрения индентора под действием общей нагрузки, мм;  $h$  – глубина внедрения индентора под действием предварительной нагрузки, мм.

Поскольку 100 и 130 – это число делений шкал С и В соответственно, а разность  $H-h$  представляет собой глубину вдавливания индентора под действием основной нагрузки (глубина вдавливания под действием общей нагрузки минус глубина под действием предварительной нагрузки), то частное от деления этой разности на 0,002 мм – это не что иное, как число делений, которые пройдет стрелка при внедрении индентора под действием основной нагрузки, и тогда число твердости, например, HRC – это число делений шкалы, не пройденных стрелкой при испытании.

Параметры испытаний по Роквеллу представлены в табл. 6.3.

Таблица 6.3

Параметры измерения твердости по Роквеллу

Обозначение и цвет шкалы Роквелла	Тип наконечника	Нагрузка, кгс	Допускаемые измерения	Испытуемые материалы
В красная	Стальной шарик	100	25–100	Мягкие: цветные металлы и сплавы, серые чугуны
С черная	Алмазный (победитовый) конус	150	20–67	Стали в термоупрочненном и в нетермоупрочненном состоянии
А черная	Алмазный конус	60	70–85	Сверхтвердые материалы: ВК, ТК ТТК и т.п.

Индикатор твердомеров Роквелла может выполняться в виде электронного табло, а может – в виде циферблата, на который нанесены две шкалы – черная (наружная) и красная (внутренняя). Красная шкала предназначена для измерения твердости мягких материалов по шкале В; при циферблатном исполнении индикатора она смещена относительно нулевого положения черной шкалы на 30 делений, при этом цена деления неизменна. Необходимость смещения вызвана тем, что глубина вдавливания при стандартных нагрузках на шарик может оказаться больше 0,2 мм, т.е. стрелка при испытании сделает поворот более, чем на 100 делений, и результат измерения окажется некорректным.

Расстояние от центра отпечатка до края образца или до центра другого отпечатка должно быть не менее 1,5 мм при вдавливании конуса и не менее 4 мм при вдавливании шарика. Толщина образца должна быть не менее 10-кратной глубины отпечатка. Твердость следует измерять не менее чем в трех точках (особенно алмазным конусом), т. е. не менее чем три раза на одном образце. Для расчета лучше принимать среднее значение результатов второго и третьего измерений и не учитывать результат первого измерения.

Твердость очень тонких слоев металла (толщиной менее 0,3 мм) с указанными нагрузками 60–150 кгс измерять нельзя, так как алмазный конус проникает на глубину, превышающую толщину этих слоев, и показывает, следовательно, твердость нижележащих областей. С увеличением твердости измеряемого материала глубина отпечатка уменьшается, вследствие чего понижается точность измерения (особенно для металлов с твердостью более 60 HRC). Для этих целей иногда применяют приборы типа *Суперроквелл*, у которых твердость измеряют с меньшей нагрузкой. Предварительная нагрузка составляет 3 кгс, а каждое деление (единица шкалы) индикатора соответствует глубине вдавливания, равной 1 мкм. Поэтому чувствительность приборов *Суперроквелл* заметно выше.

Преимущества метода Роквелла по сравнению с методом Бринелля: более высокая производительность; маленький отпечаток (твердость можно измерять на готовых деталях).

Недостатки метода Роквелла: высокие требования к подготовке поверхности (поверхность должна быть шлифованной); более высокие требования к параллельности поверхностей – опорной и той, где производят измерения; более низкая точность метода.

Традиционные и современные твердомеры Бринелля и Роквелла показаны на рис. 6.1.

Твердомер  
Бринелля ТШ-2М



Твердомер  
Бринелля ТН-600



Твердомер  
Роквелла ТК-2



Твердомер  
Роквелла 574 S/R/T



Рис. 6.1. Общий вид традиционных и современных твердомеров

#### **6.2.4. Измерение твердости по Виккерсу**

При измерении твердости по методу Виккерса в металл вдавливаются четырехгранная алмазная пирамида с углом в вершине  $136^\circ$ . Твердость характеризует площадь получаемого отпечатка. При вдавливании пирамиды соотношение между диагоналями получающегося отпечатка при изменении нагрузки остается постоянным, что позволяет в широких пределах в зависимости от целей исследования увеличивать или уменьшать нагрузку.

В приборе Виккерса можно создавать нагрузки в 1, 3, 5, 10, 20, 30, 50, 100 и 120 кгс. Чем больше выбираемая нагрузка, тем глубже проникает алмазная пирамида в испытуемый материал. Поэтому для измерения твердости тонких слоев применяют меньшие нагрузки: 1, 3 или 5 кгс. На этом приборе можно измерять твердость образцов толщиной до 0,3–0,5 мм или поверхностных слоев толщиной до 0,03–0,05 мм. Необходимо учитывать, что при небольшой нагрузке, например в 1 кгс, отпечаток пирамиды может быть недостаточно отчетливым, что вызовет ошибку в определении длины диагонали. Поэтому для измерения твердости очень тонких поверхностных слоев, например цианированного слоя стали толщиной 0,04 – 0,06 мм, чаще применяют нагрузку в 5 кгс, а для измерения твердости азотированного слоя стали толщиной до 0,05 мм – нагрузку в 5 или 10 кгс.

При обозначении твердости по Виккерсу следует указывать величину применяющейся нагрузки (1, 3 кгс и т.д.). Поверхность образцов для определения твердости пирамидой должна быть отполирована. Толщина испытуемого образца должна быть не меньше чем 1,5 диагонали отпечатка.

Числа твердости по Виккерсу и Бринеллю имеют одинаковую размерность и для материалов с твердостью до 450 НВ практически совпадают. Вместе с тем измерения пирамидой дают более точные значения для металлов с высокой твердостью, чем измерения шариком или конусом. Алмазная пирамида имеет большой угол в вершине ( $136^\circ$ ), и диагональ ее отпечатка примерно в семь раз больше глубины отпечатка, что повышает точность измерения отпечатка даже при проникновении пирамиды на небольшую глубину и делает этот способ особенно пригодным для определения твердости тонких или твердых сплавов. При испытании твердых и хруп-

ких слоев (азотированного, цианированного) около углов отпечатка иногда образуются трещины (отколы), по виду которых можно судить о хрупкости слоя.

### 6.2.5. Измерение микротвердости

Для изучения свойств и превращений в сплавах необходимо не только знать «усредненную» твердость, представляющую собой твердость в результате суммарного влияния присутствующих в сплаве фаз и структурных составляющих, но и определять твердость отдельных фаз и структур сплава. Микротвердость определяют вдавливанием алмазной пирамиды.

Для определения микротвердости, согласно ГОСТ 9450–76, применяют следующие типы алмазных наконечников: с четырехгранной пирамидой с квадратным основанием (индекс «кв»); с трехгранной пирамидой с основанием в виде равностороннего треугольника (индекс «тр»); с четырехгранной пирамидой с ромбическим основанием (индекс «рб»); бицилиндрический наконечник (индекс «ш»).

Наиболее широко используют алмазный наконечник в виде пирамиды с углом между гранями при вершине  $136^\circ$ , т. е. такой же, как и наконечник для измерения твердости по Виккерсу (что облегчает пересчет на числа Виккерса).

На рис. 6.2 показан современный твердомер Виккерса HV-30 и автоматизированный микротвердомер Дюраскан 70.



Рис. 6.2. Твердомеры: *а* – твердомер Виккерса HV-30; *б* – микротвердомер Дюраскан 70

Полезно знать формулы для приближенного перевода единиц твердости из одной системы в другую:

$$HB \approx 10 HRC,$$

$$HB \approx 2 HRB,$$

$$HRC \approx 2 HRA - 100$$

$$HB \approx HV \text{ (до 4500 МПа)}$$

### **6.3. Определение характеристик прочности и пластичности по результатам испытания на одноосное растяжение**

Испытания металлов на статическое центральное одноосное растяжение получили широкое распространение благодаря тому, что легко поддаются анализу, легко воспроизводятся и позволяют определить широко используемые характеристики механических свойств металлов, сталей и сплавов.

#### **6.3.1. Характеристики прочности и пластичности**

Согласно ГОСТ 1497–84 определяют следующие характеристики прочности:

– **предел прочности  $\sigma_b$**  – напряжение, соответствующее максимальной нагрузке, которую выдерживает образец при испытании;

– **предел текучести физический  $\sigma_T$**  – напряжение на площадке текучести (определяют в тех случаях, когда диаграмма деформации содержит так называемую площадку текучести);

– **предел текучести условный  $\sigma_{0,2}$**  – напряжение, при котором остаточная абсолютная деформация составляет 0,2 % от начальной (базовой) длины (его определяют в тех случаях, когда на диаграмме деформации площадка текучести отсутствует);

– **предел упругости  $\sigma_{0,05}$**  – напряжение, при котором остаточная абсолютная деформация составляет 0,05 % от начальной (базовой) длины;

– **предел пропорциональности  $\sigma_{пц}$**  – максимальное напряжение, при котором еще выполняется закон Гука.

Согласно ГОСТ 1497–84 определяют следующие характеристики пластичности:

- *относительное удлинение  $\delta$* ;
- *относительное сужение  $\Psi$* .

### 6.3.2. Образцы и оборудование для испытаний на растяжение

**Образцы для испытаний на растяжение.** ГОСТ 1497–84 предусматривает два вида образцов: образцы с круглым поперечным сечением (их называют круглыми или цилиндрическими) и образцы с прямоугольным сечением (плоские или прямоугольные) (рис. 6.3).

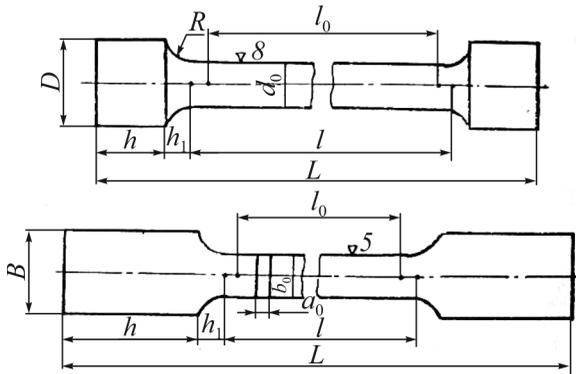


Рис. 6.3. Эскизы цилиндрического (круглого) и плоского (прямоугольного) образцов

Кроме того, образцы изготавливают двух типов:

- с расчетной длиной, примерно в 5 раз превышающей начальную площадь поперечного сечения:  $l_0 = 5,65 \cdot F_0^{1/2}$  (такие образцы называют короткими или пятикратными);
- с расчетной длиной, примерно в 10 раз превышающей начальную площадь поперечного сечения:  $l_0 = 11,3 \cdot F_0^{1/2}$  (такие образцы называют длинными или десятикратными).

Литые образцы и образцы из хрупких материалов допускается изготавливать с начальной (расчетной) длиной  $l_0 = 2,82 \cdot F_0^{1/2}$ .

Рабочая длина образцов  $l$  должна составлять:

– для цилиндрических образцов от  $l_0 + 0,5d_0$  до  $l_0 + 2d_0$  (где  $d_0$  – начальный диаметр);

– для плоских образцов от  $l_0 + 1,5 \cdot F_0^{1/2}$  до  $l_0 + 2,5 \cdot F_0^{1/2}$ .

Приложение 2 к ГОСТ 1497–84 предусматривает 7 типов цилиндрических образцов и 47 их типоразмеров, а Приложение 3 – 2 типа плоских образцов (с головками и без головок) и 46 их типоразмеров.

**Испытательное оборудование.** Испытания на растяжение выполняют на специальных машинах, которые называют универсальными испытательными машинами или, проще говоря, разрывными машинами.

Все универсальные испытательные машины классифицируют по двум признакам: по типу привода и по типу силоизмерительного устройства.

По типу привода различают машины с гидравлическим и электромеханическим приводом. Машины с электромеханическим приводом отличает высокая точность поддержания нагрузки (это их преимущество) и достаточно низкая мощность (точнее, максимальное развиваемое усилие) – не более 30–50 т (это недостаток электромеханических машин). Машины с гидравлическим приводом, наоборот, обладают высокой мощностью (их максимальное развиваемое усилие может достигать 1000 т и более), но низкой точностью поддержания нагрузки и непостоянной скоростью нагружения.

Гидравлические машины чаще используют на промышленных предприятиях для испытаний образцов с большим поперечным сечением (часто – натуральных образцов), в то время как в исследовательских лабораториях используют в основном машины с электромеханическим приводом.

Силоизмерители бывают механические (рычажные, маятниковые, торсионные и др.) и электронные. Механические силоизмерители в испытательных машинах в настоящее время не используют, а электронные силоизмерители используют широко. Их отличает компактность и высокая точность измерения усилий.

Основными элементами электронного силоизмерителя являются упругий элемент и тензодатчик, например резисторный (см. тему 1, подразд. 1.6).

### 6.3.3. Расчет характеристик прочности

На рис. 6.4 показан общий вид диаграмм деформации без площадки текучести и с площадкой текучести. Диаграмма с площадкой текучести характерна для низкоуглеродистых горячекатаных, отожженных или нормализованных сталей; диаграмма без площадки текучести более характерна для сталей, подвергнутых термическому улучшению.

Всю диаграмму можно разделить на ряд участков:  $OAB$  – участок упругой деформации;  $BC$  – упругопластический переход;  $CE$  – площадка текучести;  $ED$  – участок деформационного упрочнения;  $CD$  – участок равномерной пластической деформации;  $DK$  – участок локальной пластической деформации или, другими словами, участок образования и развития шейки;  $K$  – точка окончательного разрушения образца (точка разрыва образца).

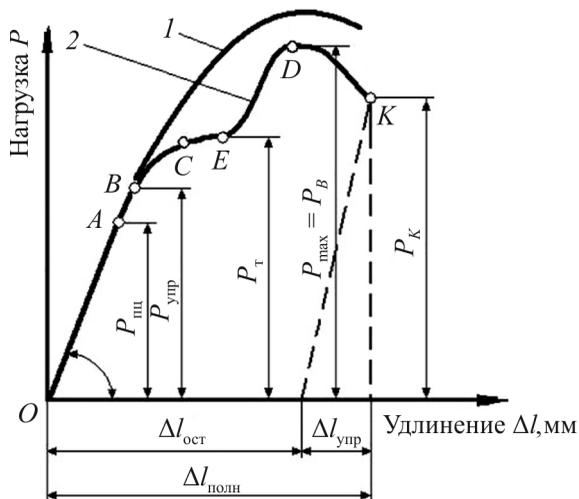


Рис. 6.4. Диаграмма деформации без площадки текучести (кривая 1) и с площадкой текучести (кривая 2)

Полное удлинение непосредственно перед моментом окончательного разрушения можно охарактеризовать отрезком  $\Delta l_{\text{полн}}$ . Эта деформация включает как упругую деформацию  $\Delta l_{\text{упр}}$ , которая исчезнет в момент окончательного разделения образца, так и остаточную (пластическую) деформацию  $\Delta l_{\text{ост}}$ , которая сохранится и будет представлять собой не что иное, как общее удлинение образца  $\Delta l_{\text{общ}}$ .

Предел прочности  $\sigma_{\text{в}}$  рассчитывают следующим образом: определяют максимальную нагрузку  $P_{\text{в}}$  для кривой 2 (на рис. 6.4 она характеризуется точкой  $D$ ), и относят ее значение к начальной площади поперечного сечения  $F_0$ :

$$\sigma_{\text{в}} = \frac{P_{\text{в}}}{F_0}.$$

Предел текучести физический рассчитывают аналогичным образом, только вместо максимальной нагрузки берут нагрузку на площадке текучести:

$$\sigma_{\text{т}} = \frac{P_{\text{т}}}{F_0}.$$

Для определения условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  по диаграмме вычисляют величину пластической деформации с учетом установленного допуска, исходя из длины рабочей части образца или начальной расчетной длины. Найденную величину увеличивают пропорционально масштабу диаграммы и отрезок полученной длины  $OE$  откладывают по оси удлинения от точки  $O$  (рис. 6.5). Из точки  $E$  проводят луч, параллельный  $OA$ . Точка пересечения прямой с диаграммой соответствует усилию предела текучести условного при установленном допуске на величину пластической деформации (в нашем случае  $P_{0,2}$ ). ГОСТ 1497–84 требует, чтобы масштаб диаграммы по оси удлинения был не менее 50:1.

В качестве примера приведем расчет отрезка  $OE$ , который необходимо отложить для определения  $P_{0,2}$ . Формула для расчета данного отрезка выглядит следующим образом:

$$l_{OE} = \frac{0,2}{100} \cdot l_0 \cdot M,$$

где  $l_0$  – начальная, или базовая, длина;  $M$  – масштаб диаграммы.

Пусть  $l_0 = 25$  мм,  $M = 50$ , тогда:

$$l_{OE} = \frac{0,2}{100} \cdot 25 \cdot 50 = 2,5 \text{ мм.}$$

Условный предел текучести рассчитывают по формуле:

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}.$$

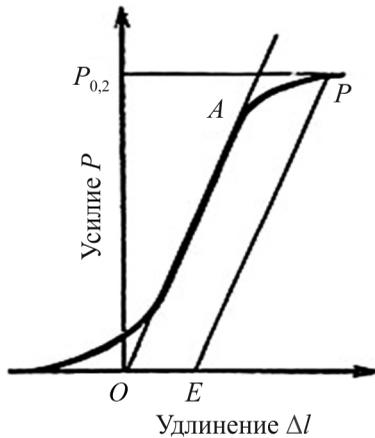


Рис. 6.5. Схема определения нагрузки  $P_{0,2}$  для последующего расчета условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$

Аналогичным образом находят предел упругости:

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}.$$

Допуск на остаточную (пластическую) деформацию в этом случае в 4 раза меньше, а масштаб диаграммы в 2 раза больше ( $M = 100$ ).

Для определения предела пропорциональности  $\sigma_{\text{пц}}$  ГОСТ 1497–84 предлагает следующую процедуру: вначале определяют нагрузку пропорциональности  $P_{\text{пц}}$ . Для этого из начала координат (рис. 6.6) проводят упругий луч  $OM$ . Затем на произвольном уровне, но в пределах упругого участка проводят прямую  $AB$ , параллельную оси абсцисс, и на этой прямой откладывают отрезок  $KN$ , равный половине отрезка  $MK$ . Через точку  $N$  и начало координат проводят прямую  $ON$ , и параллельно ей проводят прямую  $CD$ , которая является касательной к диаграмме растяжения. Точка касания определяет искомое усилие  $P_{\text{пц}}$ .

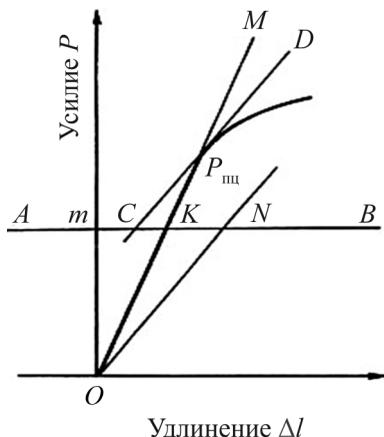


Рис. 6.6. Схема определения нагрузки пропорциональности  $P_{\text{пц}}$  для последующего расчета предела пропорциональности  $\sigma_{\text{пц}}$

Предел пропорциональности рассчитывают по формуле:

$$\sigma_{\text{пц}} = \frac{P_{\text{пц}}}{F_0}$$

#### 6.3.4. Расчет характеристик пластичности

Относительное удлинение можно определять как по образцу, так и по диаграмме. Процедура определения относительного удлинения по образцу состоит в следующем: до испытаний на рабочую длину образца каким-либо способом наносят метки, обозначающие

границы начальной (или расчетной, или базовой) длины  $l_0$ . После разрушения образца его половинки максимально плотно складывают и вновь измеряют расстояние между метками. Оно должно увеличиться на величину общего абсолютного удлинения  $\Delta l_{\text{общ}}$  и составить величину конечной длины  $l_k$ . Далее рассчитывают относительное удлинение по формуле:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100 \%$$

При расчете относительного удлинения по диаграмме исходят из того, что разность между конечной и начальной длиной является общим абсолютным удлинением, т.е.  $l_k - l_0 = \Delta l_{\text{общ}}$ . На диаграмме деформации (см. рис. 6.4) это отрезок  $\Delta l_{\text{ост}}$ . Поэтому для его определения через точку разрыва образца (точка  $K$ ) проводят луч, параллельный упругому лучу. Измеряют отрезок  $\Delta l_{\text{ост}}$ , затем уменьшают его в  $M$  раз и делят на  $l_0$ , тем самым рассчитывая относительное удлинение:

$$\delta = \frac{\Delta l_{\text{ост}}}{l_0} \cdot 100 \%$$

Относительное сужение  $\Psi$  определяют только по образцу и рассчитывают по формуле:

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100 \%,$$

где  $F_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца;  $F_k$  – площадь поперечного сечения в шейке в месте окончательного разрыва образца. Поскольку  $F_0 = \pi d_0^2/4$ , а  $F_k = \pi d_k^2/4$  (где  $d_k$  – конечный диаметр образца), то формулу для расчета относительного сужения можно несколько упростить:

$$\psi = \left( \frac{d_0^2 - d_k^2}{d_0^2} \right) \cdot 100 \%$$

Полученные результаты округляют согласно табл. 6.4.

## Правила округления значений механических свойств

Характеристики механических свойств	Пределы значений	Округление
Характеристики прочности $\sigma_b$ , $\sigma_{0,2}$ , $\sigma_{пл}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	до 100 (10) 100–500 свыше 500 (50)	до 0,1 (0,1) до 5,0 (0,5) до 10 (1,0)
Характеристики пластичности $\delta$ , $\psi$ , %	до 10 10–25 свыше 25	до 0,1 до 0,5 до 1,0

Испытание считается недействительным:

- при разрыве образца по дефектам металлургического производства;
- при разрыве образца по разметочным кернам (рискам), если при этом какая-либо механическая характеристика по своей величине не отвечает установленным требованиям;
- при разрыве образца в захвате;
- при разрыве образца за пределами расчетной длины при определении относительного удлинения.

В указанных случаях испытание на растяжение следует повторить на новых образцах той же партии или плавки. Число вновь испытываемых образцов должно соответствовать числу недействительных результатов.

### 6.3.5. Построение истинной диаграммы деформации

Известно, что все характеристики прочности, определяемые по ГОСТ 1497–84, являются условными напряжениями, которые рассчитывают как отношение нагрузки в текущий момент времени к первоначальной площади поперечного сечения:

$$\sigma_i = P_i / F_0.$$

Напомним, что кроме напряжений условных, обозначаемых греческими буквами ( $\sigma$ ,  $\tau$ ), существуют и истинные напряжения, обозначаемые латинскими аналогами греческих букв ( $S$ ,  $t$ ), которые рассчи-

тывают как отношение нагрузки в текущий момент времени к площади поперечного сечения в этот же момент времени:  $S_i = P_i / F_i$ .

Аналогично напряжениям существуют условные и истинные деформации. Условные деформации растяжения рассчитывают как относительное удлинение

$$\varepsilon_i = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l_i}{l_0}.$$

Истинные деформации рассчитывают как натуральный логарифм отношения конечной и начальной длины образца:

$$e_i = \ln (l_i / l_0).$$

Закон Гука в элементарной форме в терминах истинных параметров имеет вид  $S = E \cdot e$ .

Истинные деформации, в отличие от условных, обладают свойством аддитивности (простого сложения).

Из сравнения условной и истинной диаграмм растяжения (рис. 6.7) видно, что упругие участки этих диаграмм совпадают, участки деформационного упрочнения незначительно отличаются, причем, если истинную диаграмму полностью построить в истинных координатах, то участок равномерной пластической деформации примет линейный вид, а тангенс угла его наклона к оси абсцисс будет характеризовать коэффициент деформационного упрочнения  $\theta$ . Участок локальной пластической деформации истинной диаграммы сильно отличается: в отличие от условной диаграммы деформации на истинной диаграмме он восходящий.

Таким образом, для построения истинной диаграммы необходимо рассчитать коэффициент деформационного упрочнения и хотя бы одну точку на третьем участке диаграммы.

Достаточно легко можно рассчитать крайнюю точку диаграммы – точку разрыва. Для этого необходимо определить нагрузку в точке  $K$  (см. рис. 6.4) и измерить диаметр в месте разрыва  $d_k$ , по которому рассчитать конечную площадь поперечного сечения в

шейке  $F_k$ . Тогда так называемое истинное сопротивление отрыву  $S_k$  (крайнюю точку диаграммы) можно рассчитать так:

$$S_k = P_k / F_k.$$

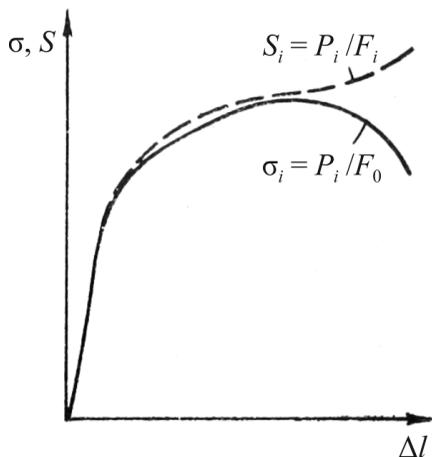


Рис. 6.7. Схематическое изображение условной (сплошная линия) и истинной (пунктир) диаграммы растяжения

Для получения точек на участке деформационного упрочнения необходимо воспользоваться принципом постоянства деформируемого объема:

$$l_0 \cdot F_0 = l_i \cdot F_i \quad \text{или} \quad l_0 \cdot d_0^2 = l_i \cdot d_i^2.$$

Длина образца

$$l_i = l_0 + \Delta l_i^{\text{обр}},$$

где  $\Delta l_i^{\text{обр}}$  – остаточное удлинение на образце,

$$\Delta l_i^{\text{обр}} = \Delta l_i^{\text{диагр}} \cdot \frac{1}{M},$$

где  $\Delta l_i^{\text{диагр}}$  – остаточное удлинение на диаграмме;  $M$  – масштаб записи диаграммы по оси абсцисс.

$$\text{Тогда } d_i = d_0 \left( \frac{l_0}{l_0 + \frac{\Delta l_i^{\text{диагр}}}{M}} \right)^{1/2}.$$

По найденному диаметру  $d_i$  можно рассчитать  $F_i$ , а затем истинное напряжение  $S_i$ .

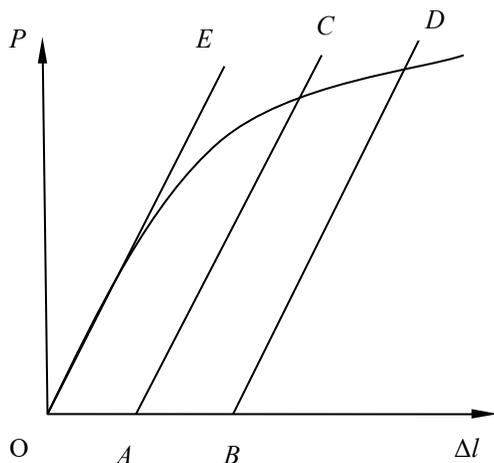


Рис. 6.8. Схема для определения истинного напряжения на участке деформационного упрочнения

Пусть необходимо рассчитать истинное напряжение в точке  $C$  диаграммы (рис. 6.8). Для этого проводим упругий луч  $OE$ . Параллельно  $OE$  через точку  $C$  проводим еще один луч  $AC$ . Отрезок  $AO$  есть не что иное, как  $\Delta l_i^{\text{диагр}}$ . Измерив его линейкой и поделив полученное значение на масштаб  $M$ , получим  $\Delta l_i^{\text{обр}}$ . Остается только подставить это значение в формулу для расчета  $d_i$ , затем рассчитать  $F_i$  и истинное напряжение  $S_i$  в точке  $C$ .

**Литература по теме 6: [1, 7–11].**

## Контрольные вопросы

1. Перечислите условия подobia. В чем их суть?
2. Что называется твердостью?
3. Каковы способы определения твердости?
4. Как определить твердость по Бринеллю?
5. Каковы условия испытаний металлов на твердость по Бринеллю?
6. Определите связь твердости с другими характеристиками механических свойств металлов.
7. Как определить твердость по Роквеллу?
8. В каких условиях проводят испытания металлов на твердость по Роквеллу?
9. Как определить твердость по Виккерсу?
10. Какие характеристики механических свойств определяют в соответствии с ГОСТ 1497–84 при испытаниях на растяжение? Дайте им определение.
11. В чем отличие условной диаграммы деформаций при растяжении пластичных металлов от такой же диаграммы для хрупкого металла?
12. В чем сущность графического метода определения условного предела пропорциональности и условного предела текучести?
13. Как зависит предел текучести от величины зерна?
14. Какими характеристиками определяется пластичность металла?
15. Что больше: равномерное удлинение или равномерное сужение?
16. Почему при испытании на растяжение необходимо применять пропорциональные образцы?
17. Чем различаются условный и физический пределы текучести?
18. Какими механическими характеристиками оценивается сопротивление металла малым пластическим деформациям?

## МОДУЛЬ II. Разрушение металлов и сплавов

### Тема 7. ХРУПКОЕ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

#### *Вопросы по теме*

1. Понятие о разрушении. Признаки хрупкого и вязкого разрушения.
2. Классификация и модели зарождения и роста микротрещин.
3. Хрупкое разрушение.
4. Вязкое разрушение.
5. Переход от вязкого разрушения к хрупкому.

#### **7.1. Понятие о разрушении.**

##### **Признаки хрупкого и вязкого разрушения**

*Разрушением* в инженерном аспекте этого понятия специалисты называют процесс деления тела на две и более части, в результате которого тело перестает выполнять возложенную на него функцию.

Развитие представлений о процессе разрушения можно представить в виде схем, показанных на рис. 7.1.

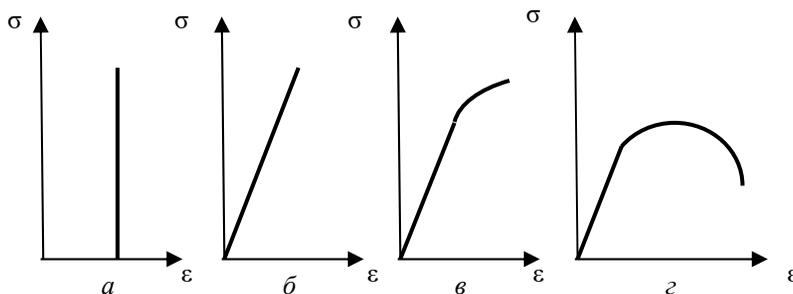


Рис. 7.1. Развитие представлений о процессе разрушения

До XVII в. полагали, что разрушение происходит внезапно и ему ничего не предшествует (рис. 7.1, *a*). В XVII в. Р. Гук установил, что разрушению предшествует упругая деформация (рис. 7.1, *б*). В XIX в.,

когда в качестве конструкционного материала начали широко использовать стали, было установлено, что процесс разрушения предвращается не только упругой, но и пластической деформацией (рис. 7.1, в).

В XX в. после Второй мировой войны стало ясно, что разрушению предшествует как упругая, так и пластическая деформация, а само разрушение необходимо рассматривать как процесс зарождения и последующего роста трещины, и лишь некоторые особо высокопластичные металлы, например алюминий, могут расчлениваться исключительно путем пластической деформации, т.е. без образования трещины.

Разрушение по величине предшествующей пластической деформации принято делить на два основных вида – хрупкое и вязкое. Если величина пластической деформации не превышает 1–2 %, то разрушение *хрупкое*, если же пластическая деформация превышает 2 %, то разрушение считают *вязким*.

В табл. 7.1 показана современная классификация основных видов разрушения, которая базируется на представлении о роли пластической деформации в процессе разрушения.

Таблица 7.1

Роль пластической деформации (ПД) в процессе разрушения

Вид разрушения	ПД предшествует разрушению	ПД сопровождает разрушение
Вязкое разрушение	+	+
Квазихрупкое разрушение	+	–
Квазихрупкое разрушение	–	+
Хрупкое разрушение	–	–

*Примечание:* знак «+» показывает, что данный процесс имеет место; знак «–» показывает, что данный процесс отсутствует.

При вязком разрушении пластическая деформация и предшествует разрушению, и сопровождает процесс разрушения. При хрупком разрушении пластическая деформация отсутствует в принципе. При квазихрупком разрушении пластическая деформация может предшествовать разрушению, но не сопровождать его или сопровождать его, но не предшествовать ему.

Различают инженерные и физические признаки разрушения.

**Инженерные признаки** представлены в табл. 7.2. Наиболее интересным из них является величина разрушающего напряжения.

Т а б л и ц а 7.2

Инженерные признаки вязкого и хрупкого разрушения

Признак	Вид разрушения	
	Вязкое	Хрупкое
Величина разрушающего напряжения $\sigma_p$	$\sigma_p > \sigma_T$	$\sigma_p < \sigma_T$
Энергоемкость	Высокая	Низкая
Скорость разрушения	Определяется скоростью деформации	Не зависит от скорости деформации. Близка к скорости звука в металле

По величине разрушающего напряжения (см. табл. 7.2) становится очевидно, что хрупкое разрушение происходит в макроупругой области, т.е. ниже предела текучести, тогда как вязкое разрушение реализуется после значительной пластической деформации и деформационного упрочнения.

К **физическим признакам** разрушения относятся: микромеханизм роста трещины, пластическая деформация и характер роста трещины.

*Микромеханизм.* Микромеханизмом хрупкого разрушения является раскалывание зерен по определенным кристаллографическим плоскостям, или транскристаллитный скол (ТС). Основной фактурной составляющей (рельефной составляющей излома) при ТС являются фасетки скола с характерным речным или ручьистым узором (рис. 7.2, а).

Размер фасеток скола и расположение речных узоров определяется размером зерна, дислокационной субструктурой и направлением локального роста трещин.

ТС характерен для хрупкого низкоэнергоемкого распространения трещин в сталях с напряженной ферритной матрицей, т.е. для низко- и среднеуглеродистых отожженных сталей при низкотемпе-

ратурных испытаниях. Часто ТС наблюдается в термоупрочненных перегретых сталях, испытанных при нормальной и особенно при низкой температуре.

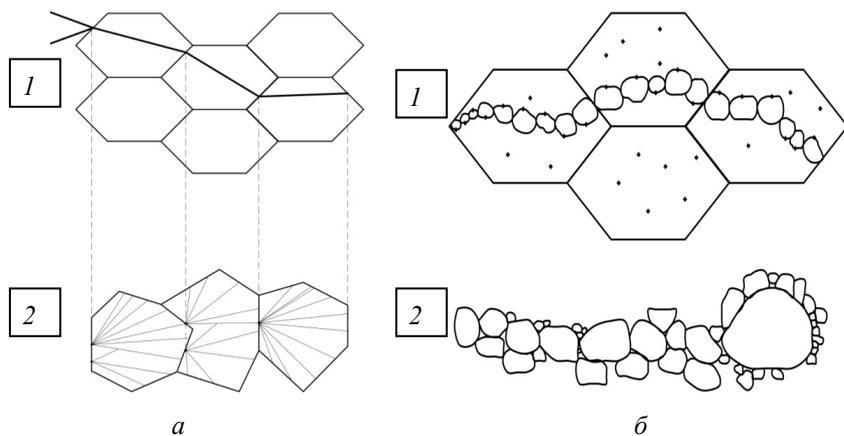


Рис. 7.2. Схематическое представление микромеханизма разрушения: *а* – транскристаллитного скола; *б* – вязкого механизма роста трещины; *1* – профиль, на котором показана траектория движения трещины; *2* – схема поверхности разрушения

Микромеханизмом вязкого разрушения является образование и слияние микропор (рис. 7.2, б). Заключается он в том, что у препятствий в результате скольжения дислокаций формируются и растут микропоры. В дальнейшем происходит слияние микропор. Характерными фрактурными элементами поверхности излома являются ямки, чашки или димплы. В связи с этим данный микромеханизм часто называют ямочным или чашечным. Ямочный микромеханизм разрушения является самым энергоемким. Уровень энергоемкости зависит от глубины ямок и их размера. Такой микромеханизм разрушения характерен для закаленных и высокоотпущенных сталей.

*Пластическая деформация.* Вязкому разрушению всегда предшествует пластическая деформация. При хрупком разрушении пластическая деформация может отсутствовать.

*Характер роста трещины.* При вязком разрушении трещина может расти только в условиях непрерывно повышающейся

нагрузки и может быть остановлена в любой момент просто путем остановки процесса нагружения. При хрупком разрушении хрупкая трещина, единожды стартовав, пробегает все сечение детали, и остановить ее каким-либо способом невозможно.

## 7.2. Классификация трещин и некоторые модели зарождения и роста микротрещин

### 7.2.1. Классификация трещин

В основу классификации трещин положено соотношение длины трещины и радиусов кривизны при вершинах трещины:

$$r_1/l \sim r_2/l.$$

В соответствии с этой классификацией рассматривают следующие виды трещин:

1. Упругие трещины. Упругая трещина – это объект нанометрического размера с обеими острыми вершинами (рис. 7.3):

$$r_1/l \approx r_2/l \ll 1$$

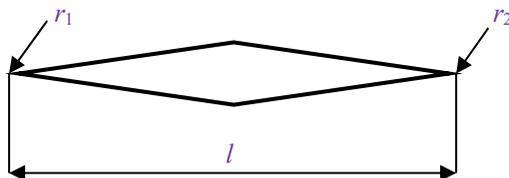


Рис. 7.3. Схематическое изображение упругой трещины

Характерным признаком упругой трещины является ее крайняя механическая нестабильность: она существует только в поле упругих напряжений, а при релаксации напряжений упругая трещина схлапывается.

2. Дислокационные трещины. Дислокационная трещина – это полое ядро многократной дислокации с большим вектором Бюргера. Размер такой трещины – примерно 0,1 мкм (100 нм), при этом одна вершина такой трещины острая, а другая тупая (рис. 7.4):

$$r_1/l \gg r_2/l.$$

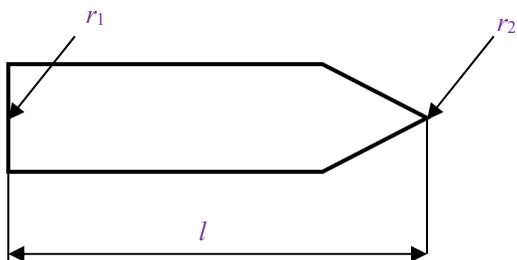


Рис. 7.4. Схематическое изображение дислокационной трещины

Дислокационные трещины достаточно стабильны: для их исчезновения требуется, как минимум, полигонизационный отжиг.

3. Трещины-поры. Трещина-пора – это механически стабильная трещина, не создающая собственного поля напряжений и не являющаяся концентратором напряжений. Обе вершины поры – тупые (рис. 7.5):

$$r_1/l \approx r_2/l \approx 1.$$

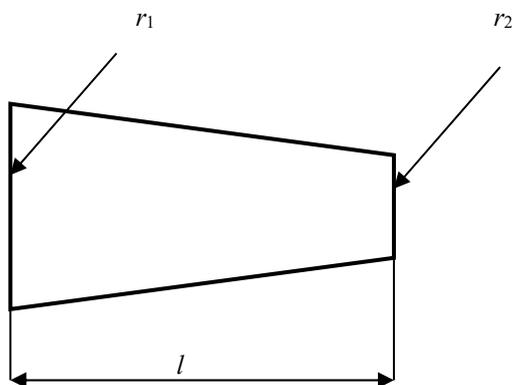


Рис. 7.5. Схематическое изображение трещины-поры

Для исчезновения таких трещин необходимо проведение горячей обработки давлением.

### 7.2.2. Зарождение микротрещин

К настоящему времени предложено несколько десятков механизмов образования упругих, дислокационных трещин и трещин-пор.

В соответствии со схемой Зинера клиновидная дислокационная трещина образуется при слиянии нескольких дислокаций под действием высоких касательных напряжений в вершине плоского скопления (рис. 7.6, *а*). Вхождение в полость новых дислокаций приводит к увеличению толщины клина из экстраплоскостей и, как следствие, к росту трещины.

По модели Стро, выше и ниже плоскости скольжения возникают нормальные напряжения, достигающие максимального уровня в плоскости, составляющей угол  $70,5^\circ$  с плоскостью скольжения (рис. 7.6, *б*).

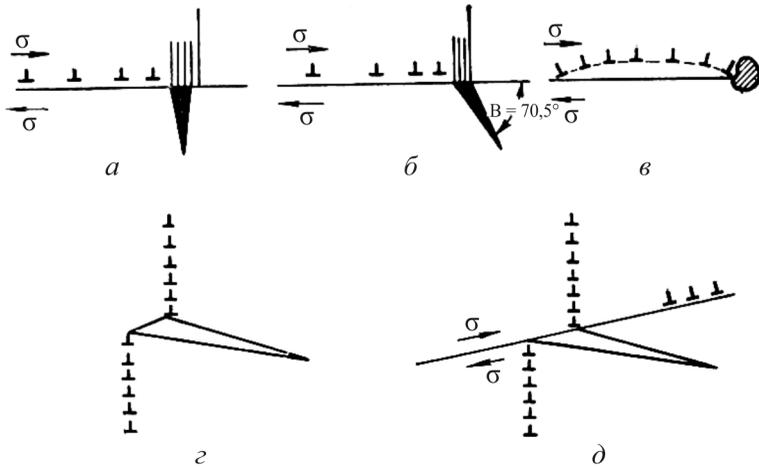


Рис. 7.6. Модели возникновения трещин: *а* – по Зинеру; *б* – по Стро; *в* – по Гилмену и Рожанскому; *г*, *д* – по Стро и Фриделю

Плоское скопление дислокаций может инициировать образование зародышевой микротрещины в плоскости скольжения (рис. 7.6, *в*).

Разрыв стенки краевых дислокаций приводит к появлению высоких растягивающих напряжений в месте разрыва (рис. 7.6, *г*, *д*): обрывающаяся в кристалле граница наклона представляет собой «клин» из нескольких экстраплоскостей. Концентрация напряжений у острия

этого «клина» приводит к образованию микротрещины. Разрыв дислокационной границы, вероятнее всего, может произойти в результате пересечения границы цугом скользящих дислокаций (рис. 7.6, *д*).

Исторически первой моделью, объясняющей возникновение микротрещины при взаимодействии дислокаций, скользящих в пересекающихся плоскостях, является модель Коттрелла (рис. 7.7, *а*), в основе которой лежит реакция единичных дислокаций в кристаллах с ОЦК-решеткой с образованием дислокации  $a\langle 001 \rangle$ , блокирующей сдвиг в пересекающихся плоскостях  $\{112\}$ . Эта дислокация имеет большой вектор Бюргера, и ее ядро можно рассматривать как элементарную трещину.

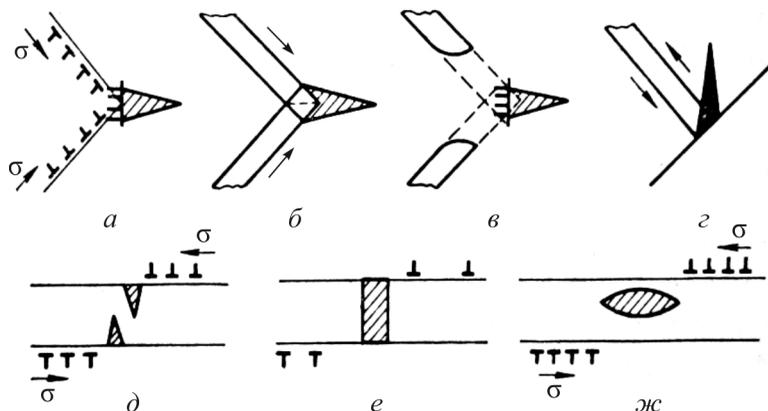


Рис. 7.7. Модели зарождения трещин: дислокационных (*а* – по Коттреллу), упругих (*б* – по Халлу, *в* – по Слизику, *г* – по Риду), трещин-пор (*д*, *е* – по Владимирову, *ж* – по Фудзите)

У металлов с ОЦК-решеткой, в деформации которых значительную роль играет двойникование, наблюдается зарождение микротрещин при взаимодействии двойников друг с другом и с границами зерен. Известны модели, описывающие возникновение трещин при столкновении растущих двойников (рис. 7.7, *б*) и при взаимодействии испущенных двойниками дислокаций опережения (рис. 7.7, *в*). Вероятность таких встреч относительно невелика, и более вероятна остановка растущего двойника границей другого двойника или границей зерна (рис. 7.7, *г*).

Некоторые модели зарождения трещин-пор (или просто пор) представлены на рис. 7.7, *д-ж*. Так, к появлению пор по границам или в теле зерна может приводить прорастание дислокационной трещины до встречного скопления дислокаций противоположного знака (рис. 7.7, *д*). Дислокации этого скопления, вступая в трещину, превращают ее в пору (рис. 7.7, *е*).

Существуют модели вязкого зарождения трещин. Так, Фудзита рассмотрел взаимодействие групп дислокаций противоположных знаков,двигающихся в параллельных плоскостях навстречу друг другу (рис. 7.7, *ж*). Он показал, что между рядами дислокаций возникают растягивающие напряжения, близкие к теоретической прочности, которые и приводят к образованию поры.

### **7.2.3. Модели роста микротрещин**

Известно, что процесс роста трещин состоит из двух этапов: докритического и закритического. Микротрещины, образовавшиеся в результате элементарного акта разрушения, имеют длину порядка  $10^{-7}$  м (0,1 мкм), т.е. значительно меньшую, чем критическая длина трещины. Для пластичных металлов и сплавов критическая длина трещины составляет несколько десятков микрон.

Подрастание таких докритических трещин при напряжениях, меньших критического, происходит медленно за счет пластической деформации в соседних с трещиной микрообъемах. Источником дополнительных напряжений при этом являются поля напряжений вокруг дислокационных скоплений.

Увеличение длины трещины путем скола может происходить при повышении действующего напряжения на величину поля напряжений от дислокаций, перемещающихся по плоскостям скольжения вблизи вершины трещины (рис. 7.8, *а*).

Рост трещины может быть инициирован напряжениями от двух пересекающихся вблизи вершины трещины плоскостей скольжения (рис. 7.8, *б*). Распространение основной трещины может быть и результатом слияния субмикротрещин, образовавшихся, например, по механизму Коттрелла (рис. 7.8, *в*). Если дислокации, испущенные несколькими источниками, по каким-то причинам заблокированы в нескольких параллельных плоскостях скольжения, возможно

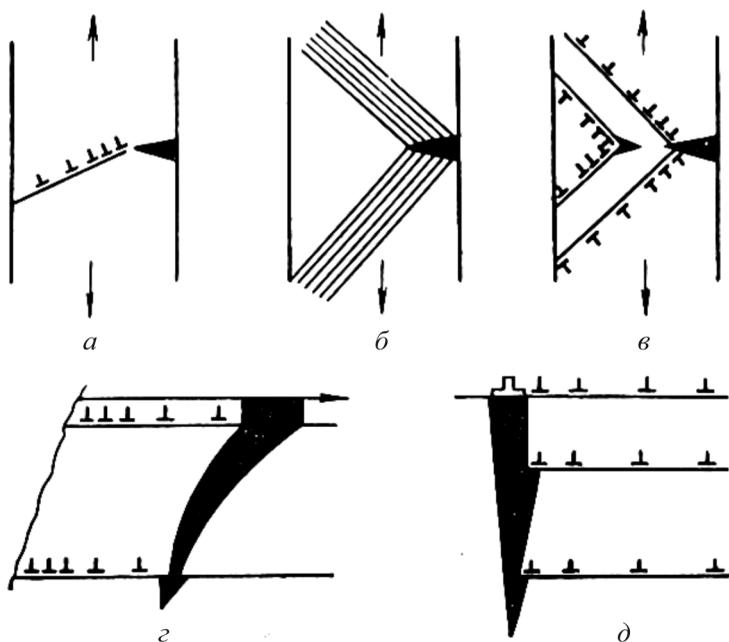


Рис. 7.8. Модели докритического роста трещин: *а* – модель Орована; *б* – модель Паркера; *в* – модель Коттрелла–Орована; *г* – модель Орлова; *д* – модель Владимирова

скачкообразное движение трещины к соседней плоскости скольжения (рис. 7.8, *г*). Подобным образом может подрастать трещина и по границам зерен (рис. 7.8, *д*). Вероятность такого подрастания зависит от уровня энергии дефекта упаковки: чем она ниже, тем сильнее затруднено поперечное скольжение дислокаций и тем в большей степени скольжение локализуется в параллельных, довольно далеко отстоящих друг от друга плоскостях скольжения с образованием плоских скоплений дислокаций одного знака.

### 7.3. Хрупкое разрушение

#### 7.3.1. Основы теории Гриффитса

Основой для всех моделей хрупкого разрушения является теория А. Гриффитса, которая базируется на законе сохранения и превращения энергии. В теории Гриффитса рассматривается пластина беско-

нечной длины и единичной толщины ( $L = \infty, t = 1$ ), которая на бесконечно удаленных торцах нагружена равномерно распределенным напряжением  $\sigma$  (рис. 7.9, а). Тогда упругая энергия, запасенная в пластине, может быть оценена как площадь треугольника (рис. 7.9, б):

$$E_{\text{упр}} = \frac{1}{2} \sigma \cdot \varepsilon = \frac{1}{2E} \cdot \sigma^2.$$

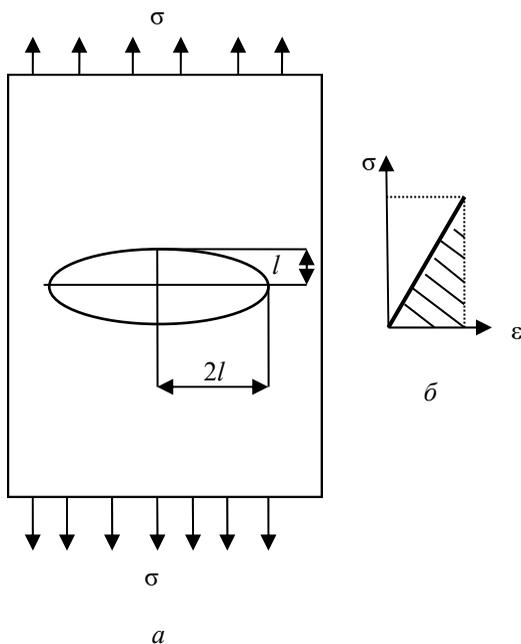


Рис. 7.9. Трещины по Гриффиту: а – схема трещины; б – диаграмма для расчета накопленной упругой энергии

Пусть в центре этой пластины внезапно возникает трещина в виде эллипса с полуосями  $l$  и  $2l$ . Тогда часть упругой энергии, накопленной в пластине, исчезнет. Величина этой исчезающей упругой энергии пропорциональна объему трещины:

$$-\Delta E_{\text{упр}} = -E_{\text{упр}} \cdot V,$$

где  $V$  – объем, занимаемый трещиной.

Объем, занимаемый трещиной, можно вычислить как площадь эллипса  $F$  ( $F = \pi \cdot a \cdot b$ , где  $a, b$  – полуоси эллипса), умноженную на толщину пластины  $t$ :

$$V = \pi \cdot 2l \cdot l \cdot t = 2 \cdot \pi \cdot l^2 \cdot t.$$

Тогда часть упругой энергии, на которую общая энергия системы уменьшится при образовании трещины, можно выразить так:

$$-\Delta E_{\text{упр}} = -\frac{1}{2E} \sigma^2 2\pi l^2 = -\frac{1}{E} \pi \cdot \sigma^2 \cdot l^2.$$

С другой стороны, при образовании трещины возникнут берега трещины, т.е. поверхности раздела, на образование которых будет затрачена некая поверхностная энергия  $E_{\text{пов}}$ , величину которой можно оценить по формуле:

$$E_{\text{пов}} = F \cdot \gamma,$$

где  $F$  – площадь поверхности трещины;  $\gamma$  – удельная поверхностная энергия.

Отсюда

$$E_{\text{пов}} = 4 \cdot 2l \cdot t \cdot \gamma = 8\gamma l.$$

На рис. 7.10 показан характер изменения упругой, поверхностной и общей энергии по мере увеличения длины трещины.

Анализ изменения составляющих энергии показывает следующее:

- поскольку упругая энергия уменьшается и зависит от длины трещины в квадрате, то ее график характеризуется параболой, уходящей в отрицательную область;

- поскольку поверхностная энергия затрачивается, т.е. на ее величину общая энергия системы будет увеличена, и зависит она от длины трещины в первой степени, то ее график будет линейным, уходящим в положительную область;

- изменение общей энергии будет иметь вид экстремальной зависимости с максимумом. При этом рост коротких трещин приводит к увеличению  $E_{\text{общ}}$ , поэтому короткие трещины самопроизволь-

но расти не в состоянии; рост длинных трещин приводит к снижению общей энергии, следовательно, их самопроизвольный рост вполне возможен.

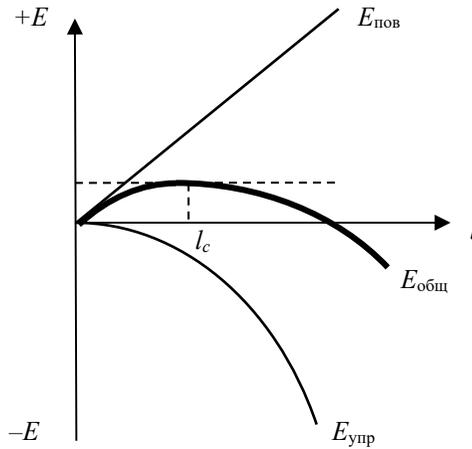


Рис. 7.10. Зависимость упругой, поверхностной и общей энергии пластины от длины трещины

Особой длиной трещины является такая, которая соответствует максимальному значению общей энергии и начиная с которой при дальнейшем ее увеличении наблюдается снижение общей энергии. Такую длину трещины называют *критической* и обозначают  $l_c$ . Как видно из рис. 7.10, критическому значению длины трещины  $l_c$  соответствует максимум общей энергии.

Известно, что максимуму функции соответствует равенство нулю ее первой производной. Запишем выражение для общей энергии:

$$E_{\text{общ}} = -\Delta E_{\text{упр}} + E_{\text{пов}} = -\frac{1}{E} \pi \cdot \sigma^2 l^2 + 8\gamma l.$$

Тогда уравнение для первой производной  $\frac{dE_{\text{общ}}}{dl} = 0$  можно записать так:

$$-\frac{1}{E} \pi \cdot \sigma^2 \cdot 2l + 8\gamma \cdot l = 0,$$

поскольку  $\frac{x^2}{dx} = 2x$ , а  $\frac{x}{dx} = 1$ .

Решая данное уравнение, получим:

$$\pi \cdot \sigma^2 \cdot l = 4E\gamma.$$

Данное выражение и есть основная формула теории Гриффитса, впервые связавшая величину действующего среднего напряжения с длиной трещины.

Таким образом, критическая длина трещины при действующем напряжении, равном  $\sigma$ , может быть определена из следующей формулы:

$$l_c = \frac{4E\gamma}{\pi\sigma^2}.$$

Если в пластине, нагруженной напряжением  $\sigma$ , возникнет трещина длиной меньше, чем  $l_c$ , она не будет способна к дальнейшему росту, и пластина еще будет существовать и будет работать при заданном уровне напряжения. Если же в пластине возникнет трещина, длина которой будет хотя бы равна  $l_c$ , она немедленно перейдет к лавинообразному росту, и остановить ее будет невозможно.

Решив уравнение Гриффитса относительно напряжения, получим следующее выражение:

$$\sigma_c = 2 \cdot \sqrt{\frac{E\gamma}{\pi l}}.$$

Данное выражение говорит о том, что, если к пластине с трещиной длиной  $l$  приложить напряжение меньшее, чем *критическое напряжение*  $\sigma_c$ , пластина еще будет способна работать. Если же к пластине с заданной длиной трещины приложить напряжение, хотя бы равное  $\sigma_c$ , трещина немедленно начнет свой лавинный рост.

Таким образом, к критическому состоянию можно подойти путем повышения действующего напряжения при постоянной длине трещины, а можно увеличивать длину трещин при постоянном

уровне действующего напряжения. Совершенно ясно, что, если одновременно увеличивать и длину трещины, и напряжение, критическое состояние системы наступит очень быстро.

### 7.3.2. Элементы механики разрушения.

#### *Понятие о коэффициенте интенсивности напряжений*

Когда в середине XX в. инженеры сделали попытку оценить трещиностойкость конструкционных сталей в соответствии с теорией Гриффитса, оказалось, что она неприменима к металлам. Причина этого заключалась в том, что в металлах перед фронтом трещины всегда проходила, пусть и небольшая, пластическая деформация.

В 1949 г. Дж. Ирвин и Э. Орован показали, что поверхностную энергию  $\gamma$  в формуле Гриффитса необходимо заменить на эффективную энергию, которая являлась бы суммой поверхностной энергии и энергии пластической деформации:  $\gamma_{\text{эф}} = \gamma + \gamma_{\text{п.д}}$ .

Затем было предложено заменить выражение  $4\gamma_{\text{эф}} = 4 \cdot (\gamma + \gamma_{\text{п.д}})$  на параметр  $G$ , который представлял собой поток энергии в вершине трещины.

Чуть позднее уже один Ирвин предложил заменить выражение  $\pi \cdot \sigma^2 l$  на параметр  $K^2$  ( $\pi \cdot \sigma^2 l = K^2$ ) или  $K$  ( $K = \sigma \cdot \sqrt{\pi l}$ ) и назвал этот параметр *коэффициентом интенсивности напряжений* (КИН). С этого момента началось развитие новой науки, которая в 50-е гг. прошлого столетия была названа *механикой разрушения*.

Понятие о КИН занимает в механике разрушения ключевое место. В общем случае данный параметр показывает, как изменяются напряжения в результате появления трещины в сплошной среде, и в первую очередь в конструкционном материале.

В результате таких преобразований формулу Гриффитса записали в следующем виде:

$$K^2 = E \cdot G,$$

или для случая критической длины трещины или критического напряжения:

$$K_c^2 = E \cdot G_c.$$

Далее вновь обратили внимание на выражение для КИН:  $K = \sigma \cdot \sqrt{\pi l}$ . В случае критической ситуации

$$K_c = \sigma_c \cdot \sqrt{\pi l} \quad \text{или} \quad K_c = \sigma \cdot \sqrt{\pi l_c}.$$

Затем появилась необходимость ввести поправку на конечность размеров образцов деталей или конструкций (напомним, что теория Гриффитса была разработана для пластины бесконечной длины), и формулы для КИН приобрели еще один множитель:

$$K_c = \sigma_c \cdot \sqrt{\pi l} \cdot Y \quad \text{или} \quad K_c = \sigma \cdot \sqrt{\pi l_c} \cdot Y,$$

где  $Y$ -функция – это и есть поправка на конечность размеров объекта, представляющая собой зависимость КИН от отношения длины трещины  $l$  к ширине образца  $b$ , другими словами, от относительной длины трещины  $\lambda$ .

Далее выяснилось, что критический коэффициент интенсивности напряжений  $K_c$  можно определять в результате прямого эксперимента, при котором необходимо определить только нагрузку старта трещины  $P_c$ :

$$K_c = \frac{P_c}{F_{\text{нетто}}} \cdot \sqrt{\pi l} \cdot Y,$$

где  $F_{\text{нетто}}$  – площадь живого сечения образца.

Итак, преобразование формулы Гриффитса Ирвином не только дало толчок к развитию новой науки – механики разрушения, но и позволило предложить методике экспериментального определения основного параметра трещиностойкости  $K_c$ , который был назван **вязкостью разрушения**.

В зависимости от вида деформации в механике разрушения различают три типа трещин, которые принято обозначать римскими цифрами: I, II и III.

Трещины I типа – *трещины отрыва* (рис. 7.11, а). Такая трещина образуется от растягивающих напряжений, поверхности трещины отдаляются одна от другой во взаимно противоположных

направлениях. Трещина растет в результате разрыва материала. Такая ситуация реализуется при забивании клина.

Трещины II типа – *трещины поперечного скольжения* (рис. 7.11, б). Такая трещина растет под действием тангенциальных напряжений, ее поверхности скользят одна относительно другой перпендикулярно фронту трещины, которая таким образом растет путем поперечного (по отношению к фронту) скольжения. Такой случай реализуется при снятии стружки на токарном станке.

Трещины III типа – *трещины продольного скольжения* (рис. 7.11, в). Такая трещина растет под действием тангенциальных напряжений, ее поверхности скользят одна относительно другой параллельно фронту трещины, которая в данном случае растет в результате продольного (по отношению к фронту) скольжения. Такой тип деформации иногда называется антиплоской и характерен при разрезании листа бумаги ножницами.

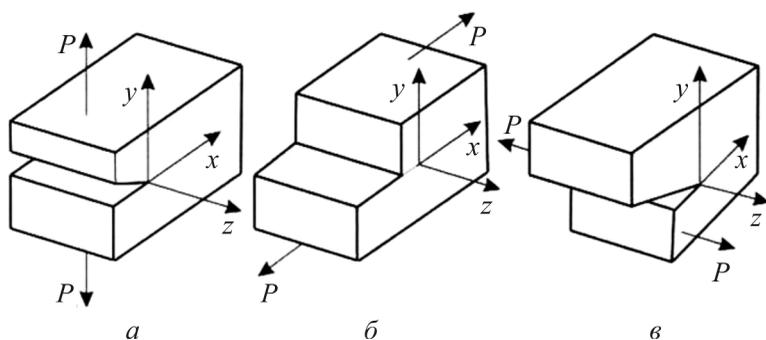


Рис. 7.11. Виды трещин в механике разрушения: а – трещина I типа (трещина отрыва); б – трещина II типа (трещина поперечного скольжения – сдвига); в – трещина III типа (трещина продольного скольжения – среза)

В соответствии с тремя механизмами движения макротрещины стали различать и три вида критических КИН:  $K_{Ic}$ ,  $K_{IIc}$ ,  $K_{IIIc}$ , при этом для одного и того же материала всегда выполняется следующее соотношение:

$$K_{Ic} < K_{IIc} < K_{IIIc}.$$

В связи с тем, что вязкость разрушения при нормальном отрыве  $K_{Ic}$  всегда имеет минимальный уровень, определяют в основном только ее.

Необходимо также принять во внимание, что в механике разрушения рассматривают два напряженно-деформированных состояния: плосконапряженное состояние (ПНС) и плоско-деформированное состояние (ПДС).

При ПНС напряжения действуют в плоскости, другими словами, напряжение по третьей оси равно нулю. Деформации при этом существуют по всем трем непараллельным осям:

$$\sigma_1 > 0, \sigma_2 > 0, \sigma_3 = 0; \varepsilon_1 > 0, \varepsilon_2 > 0, \varepsilon_3 > 0.$$

Поскольку деформация имеет место по всем трем осям, то поверхность излома неплоская: для нее характерна так называемая боковая утяжка, или «губы среза».

При ПДС ситуация обратная: напряжения есть по всем трем осям, а деформации – только по двум:

$$\sigma_1 > 0, \sigma_2 > 0, \sigma_3 > 0; \varepsilon_1 > 0, \varepsilon_2 > 0, \varepsilon_3 = 0.$$

В связи с этим поверхность разрушения при ПДС – это плоскость.

Оказалось, что корректно определять вязкость разрушения можно лишь при выполнении условий ПДС. Если условия ПДС не выполняются, уровень вязкости разрушения изменяется (рис. 7.12).

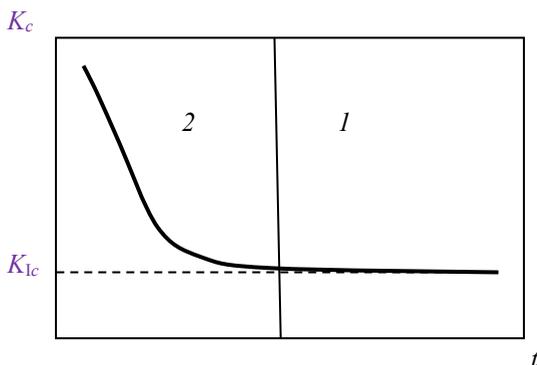


Рис. 7.12. Зависимость вязкости разрушения от толщины образца: область 1 – условия ПДС выполняются,  $K_c = K_{Ic}$ , область 2 – условия ПДС не выполняются, выполняются условия ПНС,  $K_c > K_{Ic}$

Кроме того, оказалось, что выполнение условий ПДС связано с геометрическими размерами образцов, и в первую очередь с их толщиной. Из рис. 7.12 видно, что при малых толщинах условия ПДС не выполняются, и вязкость разрушения резко растет.

### *7.3.3. Проведение испытаний на вязкость разрушения*

Методы механических испытаний для определения характеристик трещиностойкости металлов при статическом кратковременном нагружении устанавливает ГОСТ 25.506–85, в соответствии с которым существует три группы критериев статической трещиностойкости:

- силовые критерии – критические коэффициенты интенсивности напряжений, основным из которых является вязкость разрушения  $K_{Ic}$ ;
- деформационные критерии – критическое раскрытие в вершине трещины  $\delta_c$ ;
- энергетические критерии – критические значения  $J$ -интеграла.

При определении вязкости разрушения необходимо выполнение ряда условий. Например, толщина образца должна быть достаточной для реализации условий плоской деформации. Это условие далеко не всегда выполнимо. В связи с этим после определения вязкости разрушения каждый раз необходима проверка на выполнение условий плоской деформации.

Для определения вязкости разрушения и других характеристик трещиностойкости применяют следующие образцы:

- тип 1 – плоский прямоугольный с центральной трещиной для испытаний на осевое растяжение;
- тип 2 – цилиндрический с кольцевой трещиной для испытаний на осевое растяжение;
- тип 3 – прямоугольный компактный с краевой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение;
- тип 4 – плоский прямоугольный с краевой трещиной для испытаний на трехточечный изгиб (рис. 7.13).

Для определения характеристик трещиностойкости используют машины с механическим, гидравлическим или электрогидравлическим приводом, метрологические параметры которых соответствуют ГОСТ 7855–84.

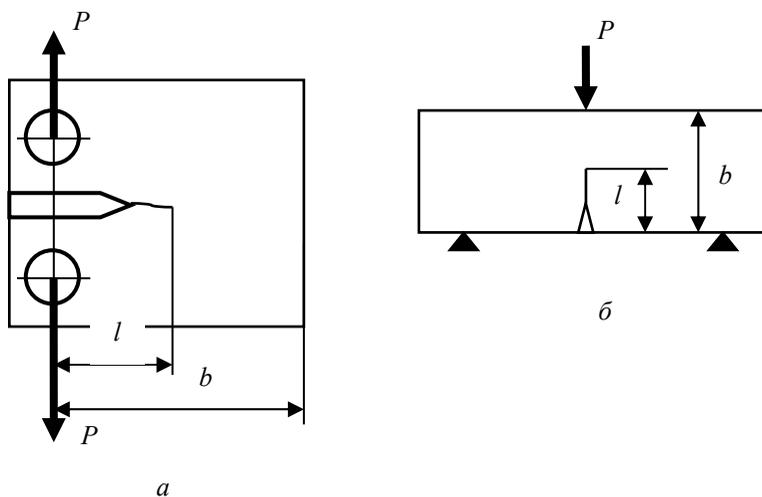


Рис. 7.13. Эскизы образцов: *a* – тип 3, *б* – тип 4;  
*b* – ширина образца; *l* – длина трещины;  
 $\lambda = l/b$  – относительная длина трещины

Для определения характеристик трещиностойкости испытывают (с записью диаграмм «нагрузка-смещение» ( $P-v$ ) или «нагрузка-прогиб» ( $P-f$ )) образцы с предварительно нанесенной усталостной трещиной.

При определении характеристик  $K_{Ic}$ ,  $K_c$ ,  $K_{QT}$  и  $K_c^*$  испытания образцов типов 1–4 проводят до разрушения с регистрацией диаграмм  $P-v$ .

Характерные типы диаграмм  $P-v$  (или  $P-f$ ) приведены на рис. 7.14.

Диаграмма I типа характеризуется расположением вершины (точка *C*) левее прямой *OB*, наклоненной к оси *v* (или *f*) под углом  $\alpha_5$ , тангенс которого на 5 % меньше тангенса угла  $\alpha$  наклона касательной *OA* к начальному линейному участку диаграммы. Разрушение образца происходит в точке *C* диаграммы.

Диаграмма II типа характеризуется наличием локального максимума нагрузки (точка *D*), находящегося левее прямой *OB*. Разрушение образца происходит в точке *C* диаграммы, расположенной

левее прямой  $OG$ , наклоненной к оси  $v$  (или  $f$ ) под углом  $\alpha_{30}$ , тангенс которого на 30 % меньше, чем тангенс угла наклона касательной  $OA$  (угла  $\alpha$ ).

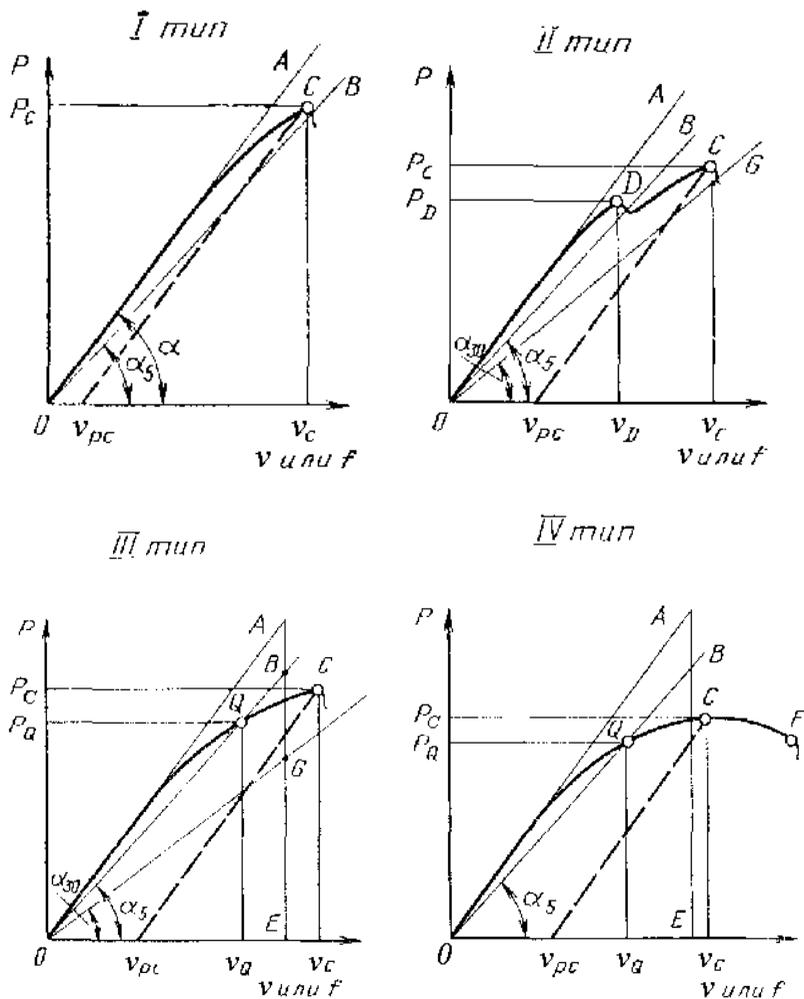


Рис. 7.14. Основные виды диаграмм «нагрузка – смещение берегов трещины» или «нагрузка – прогиб образца»

Диаграмма III типа характеризуется наличием максимума нагрузки (точка  $C$ ), соответствующего разрушению образца, лежащего левее прямой  $OG$ .

Диаграмма IV типа представляет собой кривую с максимальной нагрузкой в точке  $C$ . Разрушение образца происходит в точке  $F$  диаграммы, расположенной правее точки  $C$ .

Прямую  $OB$  удобно строить следующим образом: из точки  $A$  опускают перпендикуляр  $AE$  на ось  $v$  (или  $f$ ) и откладывают на нем отрезок  $AB = 0,05 AE$ . Через точки  $O$  и  $B$  проводят прямую  $OB$ . Построение прямой  $OG$  проводят таким же образом, но величина  $AG$  должна быть равна  $0,3 AE$ .

По результатам испытаний определяют следующие основные характеристики трещиностойкости:  $K_{Ic}$ ,  $K_c^*$ ,  $K_{QI}$ ,  $K_c$ .

По диаграммам  $P-v$  определяют нагрузки  $P_Q$ ,  $P_D$  и  $P_C$ . Для диаграммы I типа принимают  $P_Q = P_C$ , для диаграммы II типа –  $P_Q = P_D$ , по диаграммам III и IV типов нагрузки  $P_Q$  определяют в точке пересечения диаграммы с прямой  $OB$ .

Длину трещины  $l$  в плоских образцах типов 1, 3 и 4 вычисляют с округлением 0,1 мм как среднее арифметическое измерение (с погрешностью не более 0,1 мм) не менее чем в 3 точках на контуре усталостной трещины, расположенных через равные промежутки по толщине образца, исключая боковые поверхности (рис. 7.15).

По значениям  $P_Q$  вычисляют величины  $K_Q$  по формулам для коэффициентов интенсивности  $K(K_I)$ :

– для образца типа 1 при  $0,3b \leq 2l \leq 0,5b$ :

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} \cdot Y_1,$$

где  $Y_1 = 0,380[1 + 2,308(2l/b) + 2,439(2l/b)^2]$ ;

– для образца типа 2 при  $0,6D \leq d \leq 0,7D$  и  $2s < 0,08d$ :

$$K_Q = \frac{P_Q}{\sqrt{D^3}} (Y_2' + Y_2''),$$

где  $Y_2' = 6,53[1 - 1,8167(d/D) + 0,9167(d/D)^2]$ ;  $Y_2'' = 3,1(2s/d)$ ;

– для образца типа 3 при  $0,45b \leq l \leq 0,55b$ :

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} \cdot Y_3,$$

где  $Y_3 = 13,74[1 - 3,380(l/b) + 5,572(l/b)^2]$ ;

– для образца типа 4 при  $0,45b \leq l \leq 0,55b$ :

$$K_Q = \frac{P_Q \cdot L}{t\sqrt{b^3}} \cdot Y_4,$$

где  $Y_4 = 3,494[1 - 3,396(l/b) + 5,389(l/b)^2]$ .

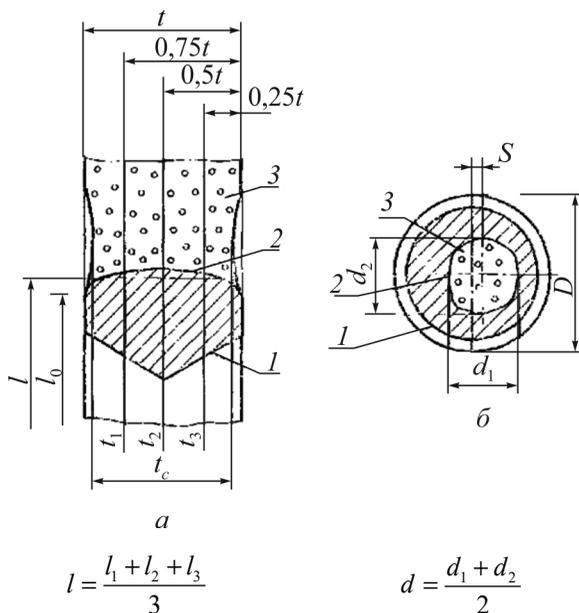


Рис. 7.15. Схема расчета длин трещин для плоских образцов типов 1, 3 и 4 (а); для цилиндрического образца типа 2 (б);  
 1 – граница надреза; 2 – контур усталостной трещины;  
 3 – статический долом

Вычисление значения  $K_{Ic}$  приводят по формулам для  $K_Q$ . По полученным для заданной температуры испытаний величинам

$K_Q$  и пределам текучести при той же температуре  $\sigma_{0,2}$  вычисляют расчетные размеры сечения:

– для плоских образцов:

$$t_{PK} = \beta_K \left( \frac{K_Q}{\sigma_{0,2}} \right)^2,$$

где безразмерный коэффициент  $\beta_K$  принимают равным 2,5 для алюминиевых, титановых, магниевых сплавов и сталей; 0,6 для чугунов;

– для цилиндрических образцов:

$$D_{PK} = 2,3 \left( \frac{K_Q}{\sigma_{0,2}} \right)^2, \quad d_{PK} = 1,6 \left( \frac{K_Q}{\sigma_{0,2}} \right)^2.$$

Величину  $K_Q$  принимают равной  $K_{Ic}$ , если для диаграмм  $P-v$  III и IV типов  $P_C \leq 1,1P_Q$ , а для диаграммы II типа  $P_C \leq 1,1P_D$  и если для плоских образцов типов 1, 3, 4 выполняются неравенства одной из двух групп:

1.  $t_{PK} / t \leq 1$  и  $\varphi_c = \frac{t-t_c}{t} \cdot 100\% \leq 1,5\%$ ;

2.  $v_C \leq 1,2v_Q$  для диаграмм III и IV типов и  $v_C \leq 1,2v_D$  для диаграмм II типа.

Значения  $v_C$ ,  $v_Q$  и  $v_D$  находят графически по полученным диаграммам  $P-v$ , а для цилиндрических образцов (тип 2):

$$D_{PK}/D \leq 1 \text{ и } d_{PK}/d \leq 1.$$

Если приведенные неравенства не удовлетворяются, то для определения  $K_{Ic}$  следует испытать образцы большей толщины  $t$  или диаметра  $D$ .

Таким образом, очевидно, что определение вязкости разрушения  $K_{Ic}$  связано с немалыми методическими трудностями, а в некоторых случаях определение вязкости разрушения невозможно в принципе вследствие невозможности выполнения условий плоской деформации.

## 7.4. Вязкое разрушение. Оценка предела трещиностойкости

### 7.4.1. Вязкое разрушение монокристаллов

Фактором, определяющим вид поверхности вязкого разрушения, в данном случае является тип кристаллической решетки.

В ГПУ-монокристаллах чаще всего работает одна система скольжения – базисная, поэтому в них реализуется соскальзывание одной части монокристалла относительно другой (рис. 7.16).

В ГЦК-монокристаллах одновременно работает много систем скольжения, поэтому в них часто возникает так называемый ножевой, а в цилиндрических образцах точечный излом (рис. 7.17).

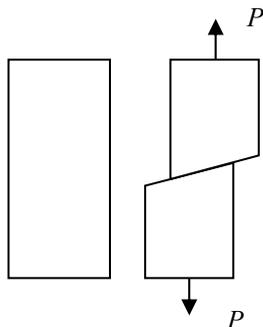


Рис. 7.16. Схема пластической деформации и вязкого разрушения ГПУ-монокристалла с одной работающей системой скольжения (базисной)

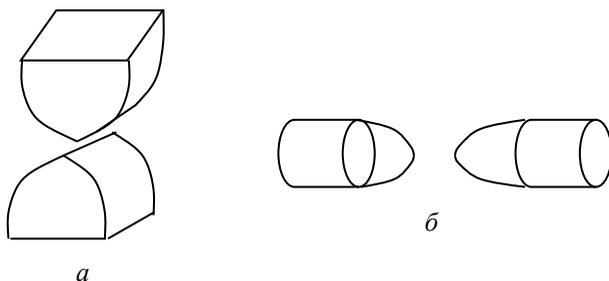


Рис. 7.17. Формирование ножевого ( $a$ ) и точечного ( $b$ ) излома при вязком разрушении ГЦК-монокристаллов

### 7.4.2. Вязкое разрушение поликристаллов

Рассмотрим процесс пластической деформации поликристаллического образца при одноосном растяжении. Пусть при деформации образца в каком-то месте (место 1 на рис. 7.18, а) рабочей длины его поперечное сечение уменьшилось. Степень деформации в этом месте увеличилась с  $\gamma_1$  до  $\gamma_2$  (рис. 7.18, б). В результате в месте 1 металл упрочнился с  $\tau_1$  до  $\tau_2$ , как следствие, деформация в этом месте прекратилась, а ее фронт переместился в место 2.

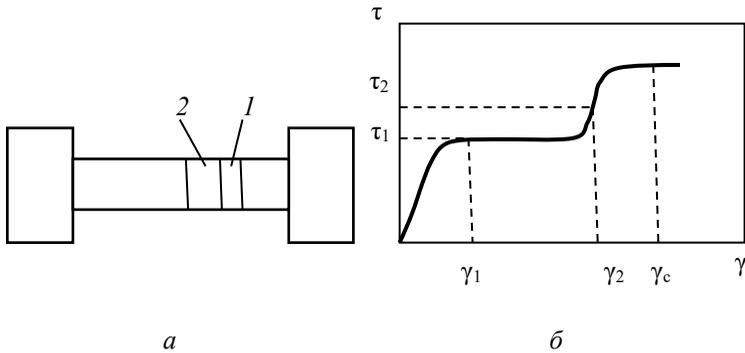


Рис. 7.18. «Бегущая шейка» на образце: а – схема; б – диаграмма деформации, объясняющая появление «бегущей шейки»

Таким образом, в процессе пластической деформации в образце создается некий объем, который можно назвать «бегущей шейкой» и в котором локализуется процесс пластической деформации. Пока идет пластическая деформация, «бегущая шейка» может несколько раз «обегать» рабочую длину образца.

При очень высоких степенях пластической деформации ( $\gamma \geq \gamma_c$ ) (см. рис. 7.18, б) коэффициент деформационного упрочнения  $\theta = d\tau/d\gamma$  начинает уменьшаться, и наступает такой момент, когда реализуемое упрочнение не может компенсировать уменьшение площади поперечного сечения. Именно в этот момент начинается образование шейки, т.е. образование шейки связано с потерей способности металла к дальнейшему деформационному упрочнению.

В тот момент, когда коэффициент деформационного упрочнения становится равным нулю ( $\theta = dt/d\gamma = 0$ ), описанный выше механизм перестает работать.

После начала образования шейки характер и место протекания пластической деформации начинают определять препятствия на пути движущихся дислокаций. Такими препятствиями могут быть границы зерен, частицы второй фазы, скопления других дислокаций. Около этих препятствий формируются мощные дислокационные скопления, а высокие действующие напряжения приводят к их слиянию. В результате слияния больших масс дислокаций около препятствий образуются микронесплошности или микропоры (рис. 7.19, *а*).

В процессе дальнейшей локальной пластической деформации происходит рост пор и их слияние (рис. 7.19, *б*). В результате образуется вязкая трещина, направление роста которой перпендикулярно действию напряжений от внешней нагрузки.

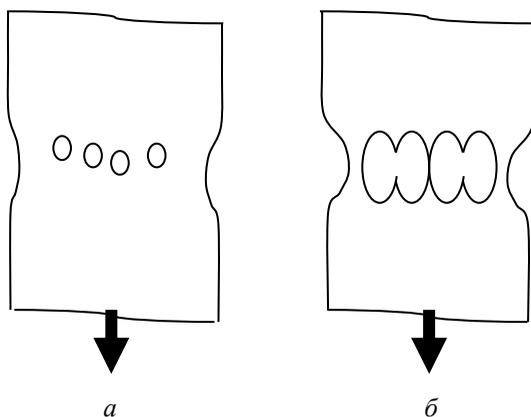


Рис. 7.19. Формирование поверхности вязкого разрушения

Таким образом, площадь поперечного сечения в шейке уменьшается за счет одновременного действия двух механизмов: уменьшения диаметра шейки за счет локальной пластической деформации; роста и слияния микропор. Полнота реализации этих процессов зависит от локальной пластичности материала: чем пластичней материал, тем полнее реализуется первый процесс и труднее второй.

В заключение следует подчеркнуть, что если рост и слияние микропор происходит под действием нормальных напряжений, то характер вязкого разрушения около поверхности определяется касательными напряжениями.

### *7.4.3. Оценка предела трещиностойкости*

Методы механических испытаний для определения характеристик трещиностойкости металлов при статическом кратковременном нагружении устанавливает ГОСТ 25.506–85.

В настоящее время стало очевидно, что одним из наиболее перспективных критериев оценки сопротивления развитию трещины при наличии значительных пластических деформаций является предел трещиностойкости, который с полным основанием можно назвать критерием Морозова–Георгиева. Эта характеристика по сравнению с другими имеет следующие преимущества:

- 1) простота экспериментального определения (в эксперименте необходимо определить лишь максимальное разрушающее усилие);
- 2) эквивалентность предела трещиностойкости и критерия  $K_{Ic}$  в случае хрупкого разрушения;
- 3) применимость для любых видов разрушения (в общем случае определение предела трещиностойкости представляет собой единый метод оценки уровня статической трещиностойкости как при хрупком и квазихрупком, так и при вязком разрушении);
- 4) отсутствие каких-либо ограничений при определении предела трещиностойкости со стороны размерных условий, накладываемых на толщину образца.

Последнее обстоятельство важно при проведении сравнительной оценки уровня статической трещиностойкости таких материалов, в которых при обычной температуре испытания и скорости деформации не удастся реализовать плоскодеформированное состояние. Это в полной мере относится к тонколистовым ( $t \leq 10$  мм) низкоуглеродистым сталям с содержанием углерода не более 0,1 %, в которых даже после закалки на мартенсит предел текучести не превышает 1000 МПа, а значения  $K_{Ic}$  могут достигать 100 МПа·м<sup>1/2</sup>.

Элементарный расчет, проведенный по формуле  $t \geq 2,5 (K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$ , показывает, что в данном случае для реализации условий плоской деформации необходимы образцы толщиной как минимум 25 мм.

Ранее считали, что предел трещиностойкости не имеет четкого физического смысла. В настоящее время, давая определение данному критерию, его соотносят с пределом прочности, определяемым при испытаниях на растяжение гладких образцов, поэтому можно говорить о том, что **предел трещиностойкости** – это коэффициент интенсивности напряжений, соответствующий максимальной нагрузке, которую выдерживает образец или конструкция данной геометрии с трещиной данной длины при испытании.

В отличие от всех других характеристик статической трещиностойкости, предел трещиностойкости  $I_c$  может быть определен в соответствии с ГОСТ 25.506–85 в широком диапазоне длин трещин: от  $\lambda = 0$  до  $\lambda = 0,6$ , при этом  $\lambda = l/b$ , где  $b$  – ширина образца,  $l$  – суммарная длина надреза и трещины. Поэтому в общем случае  $I_c$  можно графически представить как функцию от  $\lambda$ . Построение таких зависимостей может дать информацию о поведении той или иной конструкции, изготовленной из различных материалов, с трещинами самой разной длины.

В работах Е.М. Морозова предел трещиностойкости представлен следующей функцией:

$$I_c = K_c(1 - \sigma_c/\sigma_b)^{1/2},$$

где  $\sigma_c$  – разрушающее напряжение;  $\sigma_b$  – предел прочности (временное сопротивление отрыву). Поскольку отношение  $\sigma_b/\sigma_c$  – это коэффициент запаса прочности по временному сопротивлению отрыву, то, таким образом, предел трещиностойкости можно интерпретировать как непрерывную совокупность значений предельных коэффициентов интенсивности напряжений для широкого диапазона длин трещин, представленную в виде функции от обратной величины коэффициента запаса прочности по временному сопротивлению отрыву.

Эксперименты, проведенные на разных группах низкоуглеродистых сталей, показывают, что в большинстве случаев между уровнем предела трещиностойкости и вязкости разрушения наблю-

дается прямая зависимость, при этом значения  $I_c$  всегда несколько выше, чем  $K_{Ic}$ . Исключением являются лишь случаи хрупкого разрушения, когда наблюдается равенство значений вязкости разрушения и предела трещиностойкости.

Если в ходе испытаний, имеющих целью определение  $I_c$ , например, на трехточечный изгиб имеется возможность записывать диаграмму «нагрузка-прогиб», то это позволит дополнительно определять работу разрушения  $A_p$ , а также и ее составляющие – работу пластической деформации впереди фронта исходной трещины  $A_{п.д}$  и работу распространения трещины  $A_{р.т}$ .

Все вышесказанное дает основание полагать, что предел трещиностойкости является именно той характеристикой, которая позволяет проводить сравнительный анализ уровня статической трещиностойкости широкого круга конструкционных сталей, в том числе и с низким содержанием углерода, во всех вариантах структурных состояний.

При сравнительном определении трещиностойкости металлов необходимо испытывать образцы одного и того же типа с одинаковыми размерами и одинаковой длиной трещины. Значение параметра  $I_c$  определяют в соответствии с ГОСТ 25.506–85 (приложение 3) по результатам испытаний на статический изгиб образцов с трещиной (тип 1, 4, 5) и последующих вычислений по соответствующим формулам.

Для образца типа 4 предел трещиностойкости (МПа·м<sup>1/2</sup>):

$$I_c = \frac{6 \cdot P_c \cdot \sqrt{l}}{t \cdot b} Y'_4,$$

$$Y'_4 = 1,93 - 3,07 \left( \frac{l}{b} \right) + 14,53 \left( \frac{l}{b} \right)^2 - 25,11 \left( \frac{l}{b} \right)^3 + 25,80 \left( \frac{l}{b} \right)^4,$$

где  $P_c = P_{\max}$  – максимальная нагрузка, Н, определяемая по диаграмме «нагрузка-прогиб» (рис. 7.20);  $l$  – длина трещины, м;  $b$  – ширина образца, м;  $t$  – толщина образца, м.

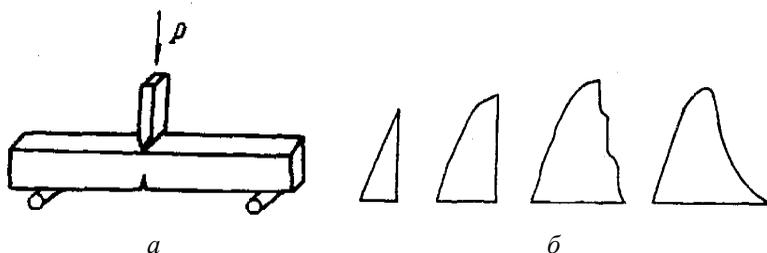


Рис. 7.20. Испытания образца на статический изгиб:  
*a* – схема испытания образца (тип 4); *б* – типичные диаграммы  
 испытания образцов с трещиной

### 7.5. Переход от вязкого разрушения к хрупкому

Итак, увеличение скорости нагружения повышает склонность металлических материалов к хрупкому разрушению, поэтому при динамических испытаниях разрушение сталей и сплавов может быть как вязким, так и хрупким или сочетать оба эти типа разрушения.

Вязким называют разрушение, которому предшествует значительная пластическая деформация и которое она сопровождает. В случае вязкого разрушения работа разрушения, как правило, велика. Микромеханизмом вязкого разрушения является зарождение и слияние микрополостей (микропор). Этот механизм является прямым следствием активно протекающего процесса пластической деформации, поэтому поверхность разрушения в этом случае матовая или волокнистая.

Хрупкое разрушение сопровождается очень малой пластической деформацией, или пластическая деформация в случае хрупкого разрушения полностью отсутствует (например, в таких материалах, как стекло). Работа разрушения в этом случае невелика. На микроскопическом уровне хрупкое разрушение представляет собой скол (раскалывание металла) по определенным кристаллографическим плоскостям (плоскостям спайности), в связи с этим поверхность хрупкого излома блестящая, кристаллическая. Для альфа-железа плоскостями спайности являются плоскости совокупности  $\{100\}$ .

Хрупкое разрушение – один из самых опасных видов разрушения, поскольку происходит оно при низких напряжениях (ниже предела текучести), начинается хрупкое разрушение неожиданно, а хрупкая трещина развивается с очень высокой скоростью.

Установлено, что уровень сопротивления хрупкому разрушению зависит как от внешних условий – температуры испытания, скорости нагружения, жесткости напряженного состояния (размер образца, наличие и острота концентраторов), так и от внутренних (структурных) факторов – величины зерна, типа структуры, степени закрепления дислокаций и т.п.

В зависимости от конкретных условий разрушение одного и того же материала (стали или сплава) может быть как вязким, так и хрупким. Смена механизма разрушения с вязкого на хрупкий называется вязко-хрупким переходом (ВХП).

### ***7.5.1. Внешние и внутренние факторы, определяющие вязко-хрупкий переход***

***Внешние факторы.*** К внешним факторам относятся: мягкость напряженного состояния, температура испытания (эксплуатации) и скорость нагружения.

*Мягкость напряженного состояния* влияет на ВХП следующим образом: чем мягче напряженное состояние (чем выше коэффициент мягкости), тем меньше склонность металлического материала к хрупкому разрушению.

*Влияние температуры испытания* или эксплуатации на склонность металлов к хрупкому разрушению хорошо иллюстрируется известной схемой академика А.Ф. Иоффе (рис. 7.21). Данная схема представляет собой температурную зависимость сопротивления пластической деформации  $\sigma_{0,2}$  и сопротивления хрупкому разрушению  $\sigma_c$ .

При температурах испытания выше  $T_{кр}$  реализуется вязкое разрушение (ВР), поскольку при нагружении, т.е. при увеличении уровня напряжения, раньше достигается предел текучести, и происходит пластическая деформация. При температурах ниже  $T_{кр}$  реализуется хрупкое разрушение (ХР), так как при нагружении раньше будет достигнуто напряжение хрупкого разрушения. Температура, равная  $T_{кр}$ , – это температура вязко-хрупкого перехода, или крити-

ческая температура хрупкости. Таким образом, с понижением температуры испытания или эксплуатации склонность металлов к хрупкому разрушению повышается.

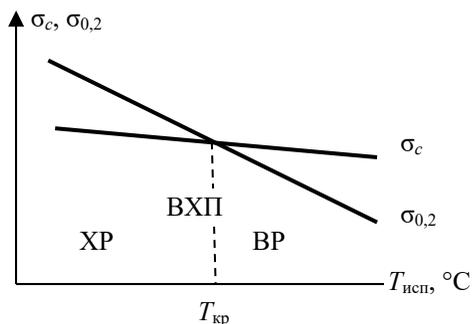


Рис. 7.21. Температурная зависимость сопротивления пластической деформации  $\sigma_{0,2}$  и сопротивления хрупкому разрушению  $\sigma_c$

*Влияние скорости нагружения* на склонность металлов к ХР можно объяснить с помощью схемы, подобной схеме Иоффе (рис. 7.22). Из представленной схемы следует, что с повышением скорости нагружения  $V_{нагр}$  склонность металлов к хрупкому разрушению возрастает.

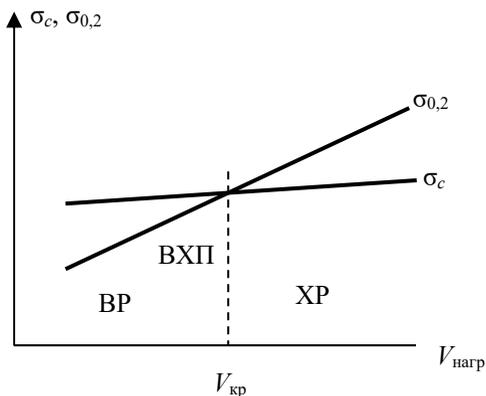


Рис. 7.22. Скоростная зависимость сопротивления пластической деформации  $\sigma_{0,2}$  и сопротивления хрупкому разрушению  $\sigma_c$

**Внутренние факторы.** К основным внутренним факторам, влияющим на склонность металлов к хрупкому разрушению, следует отнести: тип кристаллической решетки, размер зерна, параметры частиц вторых фаз, легирование, внутренние напряжения.

*Влияние типа кристаллической решетки.* Оно в основном сводится к числу систем скольжения: чем больше систем скольжения в данной решетке, тем ниже склонность к хрупкому разрушению у металлов с подобной решеткой.

В связи с этим наименьшей склонностью к хрупкому разрушению обладают металлические материалы с ГЦК-решеткой; затем следуют металлы с ОЦК-решеткой и затем металлы с ГП-решеткой, обладающей минимальным числом систем скольжения. Однако таким образом металлические материалы ведут себя не всегда, а только при комнатной и повышенных температурах. При пониженных и низких климатических температурах большинство систем скольжения в металлах с ОЦК-решеткой блокируется, и они становятся наиболее склонными к хрупкому разрушению. Лучшими с этой точки зрения остаются металлы с ГЦК-решеткой, а металлы с ГП-решеткой занимают промежуточную позицию.

С этих позиций становится понятным, почему криогенные конструкционные материалы – это металлы и сплавы с ГЦК-решеткой.

*Влияние размеров зерна,* а в общем случае – размеров элементов структуры, ответственных за величину свободного пробега дислокации, металлического материала. Надежно установлено, что при уменьшении размеров зерна склонность металлов и сплавов к хрупкому разрушению уменьшается. Количественно данная зависимость описывается законом Коттрелла:

$$\sigma_c = \sigma_0 + \frac{1}{k} \cdot \beta \cdot G \cdot \gamma_{\text{эф}} \cdot d^{-1/2},$$

где  $\sigma_c$  – напряжение хрупкого разрушения;  $\sigma_0$  – сопротивление трения решетки (сила Пайерлса – Набарро);  $G$  – модуль сдвига;  $\gamma_{\text{эф}}$  – эффективная энергия образования поверхности разрушения;  $\beta$  – коэффициент, учитывающий вид напряженного состояния;  $k$  – коэффициент,  $k = \sigma_d \cdot l^{1/2}$ ;  $\sigma_d$  – напряжение, необходимое для отрыва

дислокаций от атмосфер;  $l$  – расстояние между источниками дислокаций;  $d$  – размер зерна.

Если вспомнить, что по закону Холла–Петча с уменьшением размеров зерна сопротивление пластической деформации (предел текучести металлического материала) также повышается, становится ясно, почему именно зернограничный механизм упрочнения является самым перспективным.

Необходимо отметить, что эти положения не относятся к наноматериалам, для которых данные законы (Холла–Петча и Коттрелла) не действуют.

*Влияние распределения и формы частиц второй фазы.* В общем случае, чем более крупными, вытянутыми и остроугольными являются частицы второй фазы, тем выше склонность металла к хрупкому разрушению. Ярким подтверждением этому являются разные типы серых чугунов: при переходе от собственно серых к ковким и далее к высокопрочным чугунам форма графита меняется от пластинчатой к сферической, и склонность к хрупкому разрушению снижается. Если серые чугуны вообще не обладают пластичностью, то пластичность высокопрочных чугунов приближается к уровню, характерному для сталей.

Важным фактором является и распределение частиц второй фазы. Известно, что карбиды склонны к неоднородному распределению, и неоднородное распределение карбидов может приводить к существенному охрупчиванию сталей. Интерметаллиды, в отличие от карбидов, очень равномерно распределены по объему элементов структуры. В связи с этим склонность к хрупкому разрушению мартенситностареющих сталей значительно ниже, чем высокопрочных среднеуглеродистых конструкционных сталей.

*Влияние легирования.* Легирующие элементы влияют на склонность к хрупкому разрушению опосредованно. Если легирование приводит к измельчению зерна, склонность к хрупкому разрушению снижается; при образовании твердого раствора она обычно повышается; если легирование способствует увеличению числа систем скольжения, склонность к ХР падает; при образовании карбидов она повышается, а выделение интерметаллидных фаз приводит к снижению склонности к ХР.

Отдельно обсудим влияние никеля. Никель способствует более равномерному распределению углерода в решетке железа, поэтому в закаленном и низкоотпущенном состояниях легирование никелем приводит к более равномерному закреплению дислокаций, снижает склонность к ХР и тем самым увеличивает хладостойкость. В высокоотпущенном состоянии никель способствует более равномерному выделению карбидных частиц и также снижает склонность сталей к ХР.

*Влияние остаточных напряжений.* Решающее значение имеет знак остаточных напряжений. Если напряжения сжимающие, то они будут схлапывать трещину, препятствуя ее распространению. Растягивающие напряжения будут трещину раскрывать и тем самым способствовать ее дальнейшему росту.

#### ***7.5.2. Оценка склонности металлов и сплавов к хрупкому разрушению. Определение ударной вязкости и критической температуры хрупкости***

Стали являются весьма надежными материалами, и часто для оценки их склонности к хрупкому разрушению одного охрупчивающего фактора (например, снижения температуры испытаний) оказывается недостаточно. Поэтому, проводя ударные или динамические испытания, добавляют второй охрупчивающий фактор – повышение скорости нагружения. Динамические испытания отличаются от статических скоростью приложения нагрузки. Так, например, при стандартных статических испытаниях скорость перемещения захватов находится в диапазоне  $10^{-3}$ – $10^{-5}$  м/с, в то время как при ударном нагружении с помощью маятника Шарпи скорость в момент удара составляет 3–5 м/с. Таким образом, различия в скорости приложения нагрузки при статическом и динамическом (ударном) нагружении достигают 500 000 раз.

В СССР в 30-е гг. прошлого века с использованием маятниковых копров, сконструированных американским инженером и ученым Дж. Дж. Шарпи, были разработаны и получили широкое распространение испытания на ударную вязкость. В настоящее время проведение данных испытаний регламентирует ГОСТ 9454–78.

Метод основан на разрушении образца с концентратором одним ударом молота копра. В результате испытания определяют работу, затраченную на разрушение образца (так называемую работу удара)  $A_p$ , или ударную вязкость КС. Под **ударной вязкостью** следует понимать работу удара, отнесенную к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора.

Испытанию подвергают образцы, форма и размеры которых удовлетворяют требованиям ГОСТ 9454–78. Эскизы наиболее часто используемых образцов представлены на рис. 7.23.

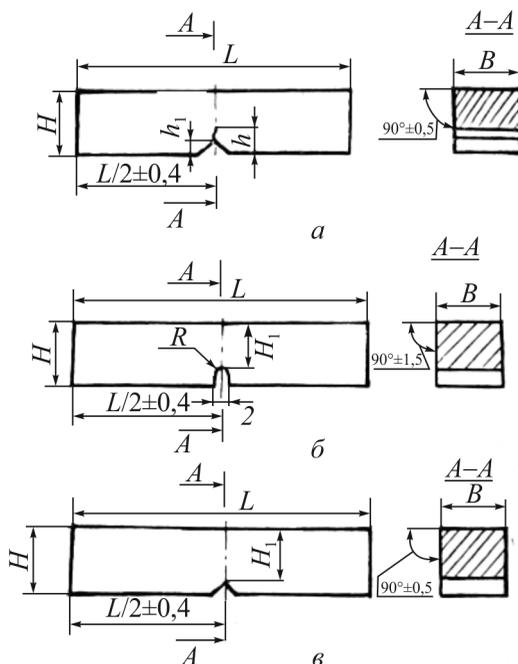


Рис. 7.23. Форма и размеры образцов для испытаний на ударную вязкость: а – образец с концентратором в виде усталостной трещины (образец Дроздовского), размеры для образца типа 15, мм:  $L = 55$ ,  $H = 11$ ,  $B = 10$ ,  $h = 3$ ,  $h_1 = 1,5$ ; б – образец с U-образным концентратором (образец Менаже), размеры для образца типа 1, мм:  $L = 55$ ,  $H = 10$ ,  $H_1 = 8$ ,  $B = 10$ ,  $R = 1,0$ ; в – образец с V-образным концентратором (образец Шарпи), размеры для образца типа 11, мм:  $L = 55$ ,  $H = 10$ ,  $H_1 = 8$ ,  $B = 10$ ,  $R = 0,25$

Работу удара можно разделить на две составляющие: работу, необходимую для зарождения трещины  $A_{з.т.}$ , и работу, необходимую для развития трещины  $A_{р.т.}$ .

Для того чтобы в результате испытаний определить работу, необходимую для развития трещины, в образцах на специальном пульсаторе выращивают исходную усталостную трещину. Тогда можно считать, что работа удара равна работе развития трещины. Этот метод в 50-е гг. прошлого века предложил советский ученый Б.А. Дроздовский.

Испытания проводят на маятниковом копре, схема которого представлена на рис. 7.24. Взведенный маятник обладает запасом потенциальной энергии:

$$K_1 = P \cdot (l - l \cos \alpha_1) = P \cdot l \cdot (1 - \cos \alpha_1),$$

где  $P$  – вес маятника;  $l$  – длина физического маятника, эквивалентного данному маятнику;  $\alpha_1$  – исходный угол подъема маятника.

При падении маятник тратит часть своей энергии на разрушение образца, а остаток энергии позволяет маятнику подняться на угол  $\alpha_2$  (см. рис. 7.24).

В этом положении энергия маятника

$$K_2 = P \cdot (l - l \cos \alpha_2) = P \cdot l \cdot (1 - \cos \alpha_2),$$

где  $\alpha_2$  – угол подъема маятника после разрушения образца.

Энергия, или, точнее, работа, пошедшая на разрушение образца (работа удара), в таком случае

$$A_p = K_1 - K_2 = P \cdot l \cdot (\cos \alpha_2 - \cos \alpha_1).$$

Работа удара, отнесенная к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора  $F_n$ , и будет характеризовать ударную вязкость, которую в зависимости от типа надреза (см. рис. 7.23) обозначают КСУ, КСV или КСТ.

Ударную вязкость вычисляют по формуле:

$$КС = A_p / F_n,$$

где  $A_p$  – работа удара, Дж;  $F_n$  – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора, см<sup>2</sup>,

$$F_n = H_1 \cdot B,$$

где  $H_1$  – начальная высота рабочей части образца, см;  $B$  – начальная ширина образца, см.

Начальные размеры  $H_1$  и  $B$  измеряют с погрешностью не более 0,05 мм и округляют до третьей значащей цифры при ширине образца 5 мм и менее и до второй значащей цифры при ширине образца более 5 мм.

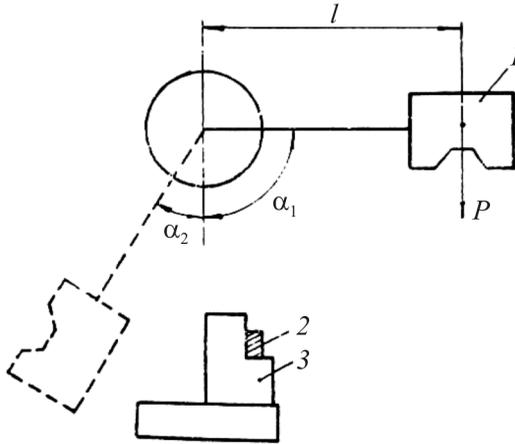


Рис. 7.24. Схема маятникового копра: 1 – молот; 2 – образец; 3 – опора

Для образцов Дроздовского значение  $H_1$  определяют как разность между полной высотой  $H$  и расчетной глубиной концентратора  $h$ .

Ударную вязкость можно обозначать по двум вариантам. По первому варианту ее обозначают сочетанием букв. Первые две буквы (КС) обозначают символ ударной вязкости, третья буква – тип концентратора. По второму варианту ударную вязкость допускается обозначать буквой «а» с указанием в нижнем индексе цифры или двух цифр, указывающих типоразмер образца по ГОСТ 9454–78.

Значения ударной вязкости (КС) записывают в протоколе испытаний с округлением до 1 Дж/см<sup>2</sup> при значении КС более 10 Дж/см<sup>2</sup> или с округлением до 0,1 Дж/см<sup>2</sup> при значении КС менее 10 Дж/см<sup>2</sup>.

Если в результате испытания образец не разрушится полностью, то считают, что работа разрушения, а следовательно, и ударная вязкость не определена. В этом случае в протоколе испытаний указывают, что образец при максимальной энергии удара молота не был разрушен.

Напомним, что в зависимости от конкретных условий разрушение одного и того же материала может быть как вязким, так и хрупким. Количественно склонность металла к хрупкому разрушению характеризует критическая температура хрупкости  $T_{кр}$ . Несмотря на то, что  $T_{кр}$  является важнейшим критерием надежной работы материала в конструкции, до настоящего времени стандарт на определение  $T_{кр}$  отсутствует, и не только в России, но и во всем мире.

Весьма наглядное представление о  $T_{кр}$  можно получить при одновременном анализе температурных зависимостей сопротивления пластической деформации (предела текучести  $\sigma_{0,2}$ ) и сопротивления хрупкому разрушению  $\sigma_c$  (или разрушающего напряжения  $\sigma_p$ ) (широко известная схема А.Ф. Иоффе) (см. рис. 7.21).

При температурах испытания выше  $T_{кр}$  реализуется вязкое разрушение, при температурах ниже  $T_{кр}$  – хрупкое разрушение; температура, равная  $T_{кр}$ , – это и есть температура вязко-хрупкого перехода, или критическая температура хрупкости.

Таким образом, критическая температура хрупкости  $T_{кр}$  – это температура, при которой наблюдается равенство сопротивления пластической деформации и сопротивления хрупкому разрушению, или, другими словами, вязкое и хрупкое разрушение могут произойти с одинаковой вероятностью.

Характер перехода от вязкого разрушения к хрупкому в различных сталях и сплавах может существенно различаться. Две типичные зависимости представлены на рис. 7.25. В случае, показанном на рис. 7.25, *а*, переход от высоких к низким значениям работы разрушения  $A_p$  осуществляется в очень узком температурном интервале, т.е. практически дискретно. Тогда говорят о *физической*  $T_{кр}$ . В большинстве случаев (рис. 7.25, *б*) переход от высоких к низким значениям величины  $A_p$  реализуется в широком температурном интервале, что затрудняет определение  $T_{кр}$ .

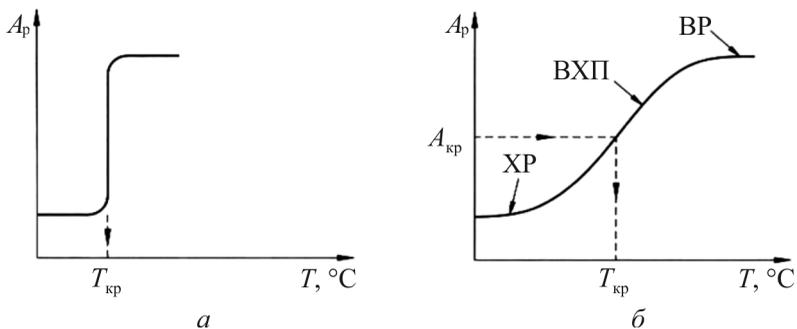


Рис. 7.25. Вид серийных кривых ударной вязкости (работы удара) с физической (а) и условной (б) критической температурой хрупкости

В этой ситуации необходимо предварительно обосновать критериальное значение  $A_{кр}$  работы разрушения, с помощью чего определить интересующую  $T_{кр}$ . Эти критические температуры рассматриваются как *условные*.

Чтобы определить характер функции, показанной на рис. 7.25, б, необходимо при различных температурах испытать серию образцов, в связи с чем в литературе эти зависимости известны еще как серийные.

Полученная при этих испытаниях зависимость (см. рис. 7.25, б) состоит из трех характерных участков. Два из них относительно горизонтальны и обозначаются соответственно как участок вязкого разрушения (ВР), или верхнее плато, и участок хрупкого разрушения (ХР), или нижнее плато. Участок, который их связывает, называют вязко-хрупким переходом (ВХП) или переходным интервалом.

Методика определения  $T_{кр}$  по серийной кривой ударной вязкости очевидна из рис. 7.26.

Последовательность действий такова:

- строят полную серийную кривую с обоими плато – и вязким, и хрупким, для чего проводят испытания на маятниковом копре при разных температурах;
- по положению плато определяют максимальный и минимальный уровни ударной вязкости ( $KC_{max}$  и  $KC_{min}$ );

– рассчитывают уровень ударной вязкости, соответствующий критической температуре хрупкости, по формуле:

$$KC_{T_{кр}} = \frac{1}{2} (KC_{max} - KC_{min}) + KC_{min};$$

данный уровень ударной вязкости соответствует середине вязко-хрупкого перехода;

– от рассчитанного значения  $KC_{T_{кр}}$  по серийной кривой переходят к значению критической температуры хрупкости  $T_{кр}$ .

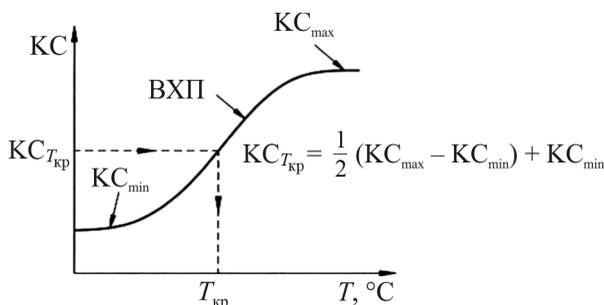


Рис. 7.26. Схема, поясняющая определение критической температуры хрупкости по серийной кривой ударной вязкости

Методика определения критической температуры хрупкости по доле волокна в изломе состоит в следующем: на первом этапе строят серийную кривую доли волокна в изломе (рис. 7.27), для чего определяют долю волокна  $B$  (%) в изломах образцов, испытанных при различных температурах.

Для определения доли волокна в изломе поступают следующим образом: с помощью бинокулярного микроскопа типа МБС-10 изображение излома совмещают с изображением сетки (говорят: на излом «бросают» сетку).

Подобная ситуация показана на рис. 7.27, а. Считают общее число узлов сетки  $N$ , выпавшее на излом. В нашем случае  $N = 6 \cdot 8 = 48$ . Затем считают число узлов, выпавших на хрупкие или вязкие участки (что удобней и проще посчитать, то и считают). В нашем случае удобней посчитать число узлов, выпавших на хрупкие участки,  $n_{хр}$ .

Участок хрупкого разрушения обычно находится в центральной части излома (на рис. 7.27, а он ограничен эллипсом). Таким образом,  $n_{xp} = 11$ , тогда число узлов сетки, выпавших на вязкие участки,

$$n_b = N - n_{xp} = 48 - 11 = 37.$$

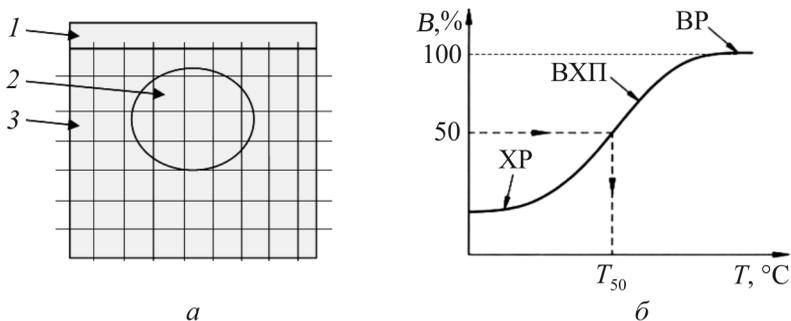


Рис. 7.27. Схема, поясняющая определение критической температуры хрупкости по доле волокна в изломе: а – определение доли волокна в изломе: 1 – надрез, 2 – зона хрупкого (кристаллического) излома, 3 – зона вязкого (волокнистого) излома; б – определение критической температуры хрупкости по 50%-ной доле волокна в изломе (100 – полностью вязкий (волокнистый) излом, 50 – доля волокнистого излома 50 %)

Затем по формуле  $B = (n_b / N) \cdot 100 \%$  считают долю волокна в изломе: в нашем случае  $B = (37/48) 100 \% = 77 \%$ .

После того, как сериальная кривая доли волокна в изломе построена, приступают к определению  $T_{50}$ . Для этого на оси ординат находят точку, в которой доля волокна равна 50 %, и по построенной сериальной кривой доли волокна в изломе переходят на ось температур (рис. 7.27, б). Найденная таким образом температура и есть  $T_{50}$  для данного конкретного случая.

**Литература по теме 7: [1, 2, 5, 6, 12, 13].**

### Контрольные вопросы

1. Перечислите инженерные и физические признаки хрупкого и вязкого разрушения.

2. Поясните микромеханизм вязкого разрушения.
3. Поясните микромеханизм хрупкого разрушения.
4. Как классифицируются трещины?
5. Опишите основные модели зарождения и роста микротрещин.
6. Приведите основные положения теории Гриффитса.
7. Что представляет собой коэффициент интенсивности напряжений?
8. Что такое критический коэффициент интенсивности напряжений?
9. Охарактеризуйте группы критериев трещиностойкости.
10. Проведите сравнительный анализ преимуществ и недостатков определения вязкости разрушения и других характеристик трещиностойкости.
11. Как определяют вязкость разрушения?
12. В чем состоит процедура проверки на выполнение условий плоской деформации?
13. Как определяют предел трещиностойкости?
14. Приведите внешние и внутренние факторы, определяющие вязко-хрупкий переход.
15. Как определяют ударную вязкость?
16. Какими методами определяют критическую температуру хрупкости?

## Тема 8. УСТАЛОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### *Вопросы по теме*

1. Понятие об усталости и циклах нагружения.
2. Характеристики сопротивления усталости. Проведение испытаний.
3. Влияние различных факторов на сопротивление усталости.
4. Стадии усталостного разрушения. Фрактографические особенности усталостных изломов.
5. Влияние структурных факторов на сопротивление усталости.
6. Пути повышения усталостной прочности сталей и сплавов.

### **8.1. Понятие об усталости и циклах нагружения**

**Усталостью** называют разрушение под действием циклически повторяющегося напряжения, много меньшего предела текучести. Термин «усталость» впервые был введен в 1839 г. французским инженером Ж.-В. Понселе, который отмечал снижение прочности чугунных и стальных конструкций при периодическом воздействии растягивающих и сжимающих напряжений.

Детальями, которые традиционно разрушаются от усталости, являются все узлы подвижного железнодорожного состава: вагонные рамы, оси колеса, сцепки, а также железнодорожные рельсы. Усталостному разрушению подвержены валы двигателей, валы шестерни, компрессорные лопатки и т.п. Иногда проявление усталости является неожиданным. Так, по причине усталости разрушаются провода высоковольтных ЛЭП из-за раскачивания их ветром.

До этого мы всегда имели дело с монотонным нагружением. Для характеристики напряжений при циклическом (усталостном) нагружении недостаточно знать только  $\sigma_{\max}$ . В данном случае не менее важным является то, как изменяется напряжение за цикл нагружения. *Циклом нагружения* называют множество значений напряжения за один период его изменения  $T$ . Параметрами цикла нагружения являются: максимальное напряжение цикла  $\sigma_{\max}$ ; ми-

нимальное напряжение цикла  $\sigma_{\min}$ ; коэффициент асимметрии цикла  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ ; среднее напряжение цикла  $\sigma_m = \frac{1}{2} (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$  и амплитуда цикла, т.е. максимальное отклонение от среднего  $\sigma_a = \frac{1}{2} (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$ . В графическом виде все эти параметры показаны на рис. 8.1.

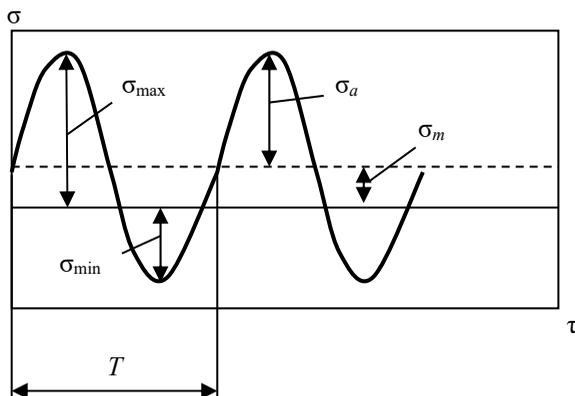


Рис. 8.1. Цикл нагружения и его характеристики

Для полного описания цикла нагружения из этих пяти характеристик достаточно знать любые две, остальные можно рассчитать.

Наиболее часто в лабораторной практике встречаются симметричный и отнулевой положительный циклы. При симметричном цикле  $\sigma_{\min} = -\sigma_{\max}$ , тогда  $R = -1$ ,  $\sigma_m = 0$ , а  $\sigma_a = \sigma_{\max}$ . Такой цикл наиболее легко создать и поддерживать во время испытаний, поэтому он очень популярен у механиков.

При отнулевом положительном цикле:  $\sigma_{\min} = 0$ , тогда  $R = 0$ ,  $\sigma_m = \sigma_a = \frac{1}{2} \sigma_{\max}$ . Такой цикл наиболее часто используют металловеды, поскольку при таком цикле влияние структуры наиболее значительно. Кроме того, для них важным является то, что в таком цикле сохраняется микрорельеф поверхности разрушения. Это дает возможность ее последующего изучения с помощью сканирующего электронного микроскопа.

## 8.2. Характеристика сопротивления усталости. Проведение испытаний

Проведение испытаний на усталость регламентируется ГОСТ 25.502–79 и ГОСТ 25.504–82.

Оборудованием для усталостных испытаний являются специальные *усталостные машины*, которые отличаются большим разнообразием. По характеру нагрузок их делят на следующие типы: машины на растяжение-сжатие, изгиб, кручение, машины для испытаний повторными ударами, испытаний в условиях сложного напряженного состояния, испытаний на контактную выносливость. В пределах каждого из указанных типов возможно дополнительное деление в зависимости от конструкции нагружающих механизмов: машины с нагружением непосредственно грузами, машины с рычажными устройствами, машины с кривошипными или кулачковыми механизмами, машины с гидравлическим, пневматическим и электромагнитным нагружением. Самыми прогрессивными, безусловно, являются машины с электромагнитным нагружением, которые могут обеспечивать нагружение с частотой в несколько десятков килогерц и, таким образом, позволяют проводить не только мегацикловые, но и гигацикловые испытания.

Все эти машины обеспечивают нагружение по двум вариантам:

- мягкому ( $\sigma = \text{const}$ ,  $\varepsilon = \text{var}$ );
- жесткому ( $\sigma = \text{var}$ ,  $\varepsilon = \text{const}$ ).

Образцы для испытаний на усталость также весьма разнообразны, вплоть до использования в качестве образцов небольших отрезков готовой металлопродукции – железнодорожных рельсов, арматуры, рессорных полос и т.д.

Наиболее простой машиной для усталостных испытаний, и поэтому одной из самых первых, была машина для испытаний на изгиб с вращением (рис. 8.2): в суппорт токарного станка устанавливают образец, который представляет собой половинку разрывного образца, нагружают фиксированной нагрузкой, приводят образец во вращение и ждут, когда образец разрушится, фиксируя при этом число циклов до разрушения.

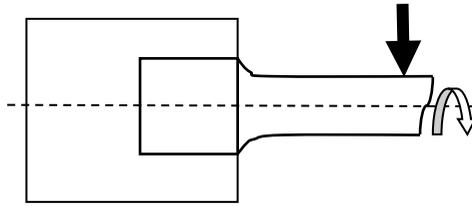


Рис. 8.2. Схема машины для испытаний на изгиб с вращением

Основной характеристикой сопротивления усталости является *предел выносливости*, или *предел усталости*. В общем виде предел выносливости обозначают  $\sigma_R$  (где  $R$  – коэффициент асимметрии цикла), в каждом конкретном случае указывают численное значение  $R$ . Поскольку самым распространенным циклом нагружения, как уже говорилось, является симметричный цикл, чаще всего обозначение предела выносливости записывают как  $\sigma_{-1}$ .

Для определения предела выносливости берут серию образцов и проводят испытания до их разрушения с фиксацией числа циклов до разрушения. В результате получают диаграмму, которую называют диаграммой усталостного разрушения или, по фамилии автора, диаграммой Велера (рис. 8.3).

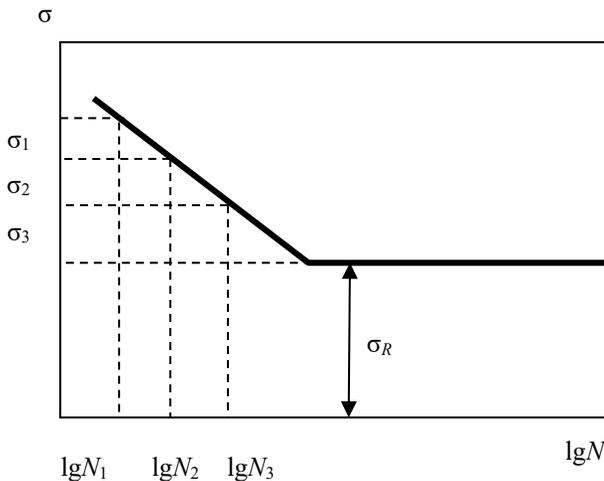


Рис. 8.3. Диаграмма усталостного разрушения (диаграмма Велера)

По мере снижения напряжения число циклов  $N$  до разрушения увеличивается, и при некотором значении напряжения разрушение не происходит вообще. Вот такое максимальное напряжение, под действием которого разрушение не происходит за сколько угодно большое число циклов нагружения, и называют **пределом выносливости**  $\sigma_R$ .

Минимальным или базовым числом циклов нагружения, после которого неразрушившийся образец снимают с испытаний, считают  $N = 10^7$ .

Оказывается, что диаграмму, внешний вид которой показан на рис. 8.3, имеют далеко не все материалы, а только железо, титан, магний и сплавы на основе этих металлов. Эти материалы называют материалами с *физическим пределом выносливости*. Все остальные материалы, в том числе и неметаллические, имеют диаграмму, показанную на рис. 8.4.

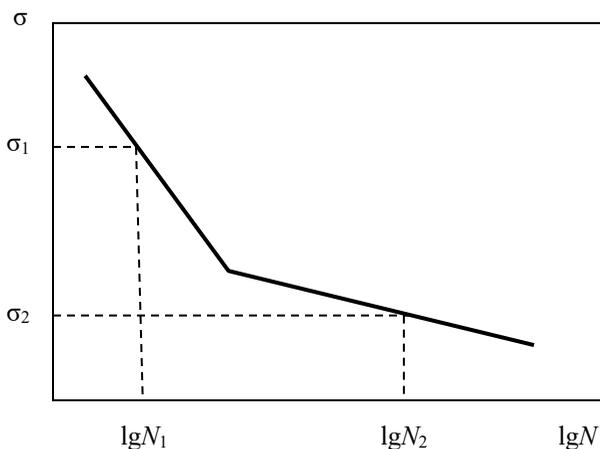


Рис. 8.4. Диаграмма усталостного разрушения с условным пределом выносливости

Предел выносливости у таких материалов *условный*: для его определения необходимо задаться условием, а именно – числом циклов, при котором разрушение гарантированно не произойдет.

Если рабочее число циклов  $N_1$ , то допустимый уровень напряжения  $\sigma_1$ , если же число циклов  $N_2$ , то напряжение должно быть значительно ниже и не превышать  $\sigma_1$ .

### 8.3. Влияние различных факторов на сопротивление материалов усталости

**Влияние температуры.** Если изменение температуры не сопровождается фазовыми превращениями, то с понижением температуры сопротивление усталости возрастает, и при температуре жидкого азота предел выносливости примерно в 1,5–2,5 раза выше, чем при комнатной температуре:

$$\sigma_R^{-196} / \sigma_R^{+20} \approx 1,5 \dots 2,5.$$

**Влияние частоты нагружения.** С увеличением частоты нагружения наблюдается небольшое, не более чем на 5–10 %, увеличение предела выносливости. Правда, при очень высоких частотах могут начать сказываться другие факторы, например разогрев образца.

**Окружающая среда.** Окружающая среда влияет исключительно сильно. Так, для меди предел выносливости в вакууме примерно в 10 раз выше, чем в сухом воздухе. Во влажном воздухе предел выносливости падает еще примерно в 2 раза. Переход к жидким средам еще в несколько раз снижает сопротивление усталости (случаи так называемой коррозионной усталости).

**Состояние поверхности.** Состояние поверхности играет особую роль, поскольку в абсолютном большинстве случаев усталостное разрушение начинается именно на поверхности. Наличие на поверхности мелких, часто микроскопических, неровностей, царапин, подрезов и т.п. снижает предел выносливости на несколько десятков процентов.

**Масштабный эффект** (не путать с масштабным фактором). В начале 30-х гг. прошлого века было замечено, что предел выносливости зависит от размеров образцов, деталей или конструкций, и чем больше сечение объекта, тем, при прочих равных условиях,

ниже предел выносливости. Объяснение данного явления заключается в том, что статистически присутствие более крупных дефектов в более массивных деталях или образцах более вероятно.

#### 8.4. Стадии усталостного разрушения. Фрактографические особенности усталостных изломов

Усталостное разрушение происходит в три стадии: первая стадия – это постепенное накопление микрповреждений до появления трещины, вторая стадия – это собственно распространение усталостной трещины, третья стадия – долом (рис. 8.5).

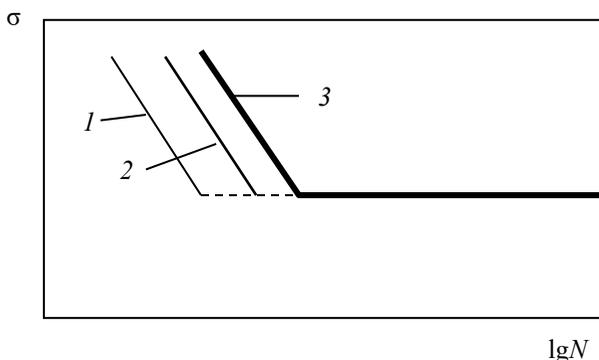


Рис. 8.5. Стадии усталостного разрушения: область слева от линии 1 – накопление усталостных микрповреждений, область между линиями 1 и 2 – рост усталостной трещины, область между линиями 2 и 3 – долом

Этим стадиям усталостного разрушения на поверхности усталостного излома соответствуют три зоны (рис. 8.6): зона 1 – зона очага, которая располагается обычно на поверхности или вблизи поверхности в зоне действия какого-либо концентратора напряжений; зона 2 – зона собственно усталостного роста трещины; зона 3 – зона долома, которая не является усталостной, а чаще всего представляет собой область окончательного хрупкого разрушения.

Концентраторы напряжений могут быть конструкционные, монтажно-эксплуатационные и структурные или внутренние. К конструкционным концентраторам можно отнести резьбу, шпо-

ночные пазы, отверстия и т.п. К монтажно-эксплуатационным концентраторам обычно относят различные риски, царапины, подрезы, возникающие при сборке или эксплуатации.

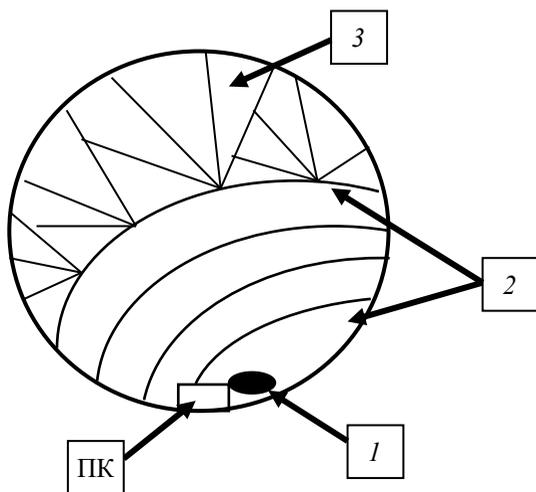


Рис. 8.6. Зоны на поверхности усталостного излома: ПК – поверхностный концентратор напряжений в виде паза под шпонку; 1 – очаг (очаговая зона); 2 – собственно усталостная зона; 3 – зона долома

Внутренние (структурные) концентраторы – это скопления неметаллических включений, различные дефекты микроструктуры, например обезуглероженный слой.

Зона роста усталостной трещины на поверхности усталостного излома отличается равномерным блеском, типа шлифовочного, который получается в результате многократного контакта берегов трещины в полудугах сжатия, а также наличием концентрических дуг, показывающих места остановок фронта усталостной трещины. В микромасштабе характерной рельефной составляющей усталостного излома являются усталостные бороздки.

При достижении усталостной трещиной критического размера она меняет механизм роста и превращается в хрупкую трещину, которая практически мгновенно проскакивает оставшуюся часть живого сечения детали или конструкции, окончательно разрушая деталь и формируя при этом зону 3 – зону долома.

## 8.5. Влияние структурных факторов на сопротивление усталости

На рис. 8.7 представлена диаграмма, показывающая взаимосвязь предела прочности закаленных и отпущенных конструкционных сталей с их пределом выносливости. Кроме того, на поле диаграммы нанесена карта структурных состояний.

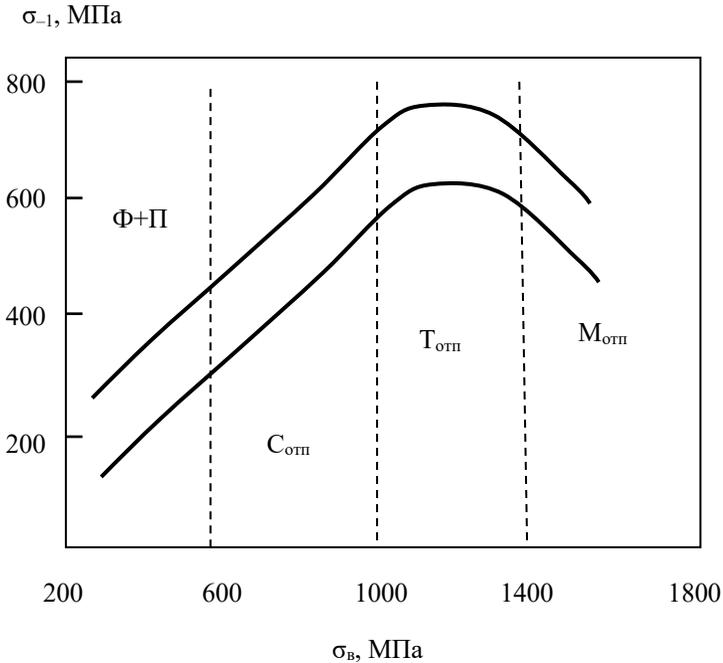


Рис. 8.7. Диаграмма, показывающая взаимосвязь предела прочности закаленных и отпущенных конструкционных сталей с их пределом выносливости

Из анализа диаграммы следует, что с повышением предела прочности с 300 до 1000 МПа уровень предела выносливости возрастает, составляя примерно половину предела прочности. Максимальным уровнем усталостной прочности обладают стали, которые после закалки отпущены на структуру троостита отпуска и имеют

прочность от 1000 до 1400 МПа. У сталей со структурой мартенсита отпуска с повышением уровня прочности сопротивление усталости начинает падать. Самым низким сопротивлением усталости обладают стали с феррито-перлитной структурой. Вот почему у деталей, работающих на усталость, недопустимо появление обезуглероженного, т.е. – ферритного, слоя.

Объяснение подобному изменению сопротивления усталости нужно искать в стадийности усталостного разрушения. Длительность стадии зарождения усталостной трещины тем больше, чем выше сопротивление пластической деформации тонкого поверхностного слоя детали. В данном случае мартенсит – самая лучшая структура. Стадия роста усталостной трещины тем больше, чем легче и полнее проходят процессы релаксации в вершине трещины, т.е. в данном случае наилучшая структура – это сорбит отпуска.

Поэтому в сталях со структурой мартенсита трещина долго зарождается, но очень быстро растет; в сталях со структурой сорбита отпуска, наоборот, трещина быстро зарождается, но медленно растет. В сталях со структурой троостита отпуска трещина и достаточно медленно зарождается, и достаточно медленно растет.

Также весьма важным моментом является рассмотрение влияния степени холодной пластической деформации на предел выносливости низкоуглеродистых строительных сталей после отжига, нормализации или горячей прокатки (рис. 8.8).

При очень небольших степенях ХПД сопротивление усталости таких сталей заметно снижается. Это можно объяснить появлением дополнительного количества ничем не закрепленных дислокаций в ферритной составляющей. При дальнейшем увеличении степени ХПД до 20–25 % предел выносливости заметно возрастает, что является следствием упрочнения феррита этих сталей (см. рис. 8.7) за счет появления ячеистой дислокационной субструктуры. При еще больших степенях деформации начинается растрескивание феррита, и предел выносливости падает.

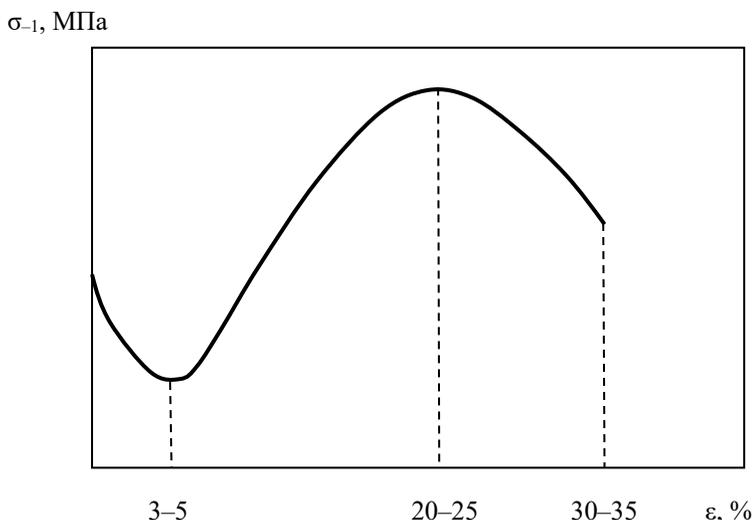


Рис. 8.8. Влияние степени холодной пластической деформации на предел выносливости низкоуглеродистых строительных сталей с феррито-перлитной структурой

### 8.6. Пути повышения усталостной прочности сталей и сплавов

Рассмотренные в предыдущем разделе закономерности позволяют сформулировать основные приемы, позволяющие повысить сопротивление усталости.

Одним из таких путей является обработка сталей на структуру троостита отпуска; другим таким путем является поверхностная пластическая деформация: обкатка роликами, интенсивная обдувка дробью или песком.

Еще одним эффективным приемом является создание на поверхности остаточных сжимающих напряжений, например, за счет проведения поверхностной закалки токами высокой частоты (закалка ТВЧ).

Во многих случаях весьма эффективным оказывается проведение химико-термической обработки (ХТО), чаще всего цементации.

В результате на поверхности формируется мартенсит, а в сердцевине – более вязкие структурные составляющие. Конечно, возможны и комплексные технологии повышения выносливости сталей и сплавов.

*Литература по теме 8: [1, 12, 13].*

### **Контрольные вопросы**

1. Что такое усталость?
2. Перечислите параметры цикла нагружения и дайте им определение.
3. Что такое предел выносливости?
4. Расскажите о влиянии структурных изменений при отпуске на сопротивление усталости конструкционных сталей.
5. Расскажите о влиянии степени ХПД на предел выносливости низкоуглеродистых сталей.
6. Перечислите пути повышения сопротивления усталости сталей и сплавов.
7. Что собой представляет диаграмма Велера?
8. Каковы особенности строения усталостных изломов?

## Тема 9. ПОЛЗУЧЕСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### *Вопросы по теме*

1. Понятие о ползучести. Диаграмма видов ползучести.
2. Виды ползучести.
3. Проведение испытаний на ползучесть. Характеристики сопротивления ползучести (жаропрочности).
4. Пути повышения жаропрочности металлов и сплавов.

### **9.1. Понятие о ползучести. Диаграмма видов ползучести**

При рассмотрении процессов пластической деформации подразумевалось, что каждому значению напряжения соответствует одно вполне определенное значение деформации. Однако при определенных условиях материал может деформироваться с течением времени под действием неизменного напряжения.

Явление непрерывной деформации под действием высоких температур и постоянного по величине напряжения называется **ползучестью металлов**.

В зависимости от температуры и уровня приложенного напряжения ползучесть может происходить по различным законам. Наиболее известны четыре вида ползучести, которые приведены на диаграмме видов ползучести (рис. 9.1). Диаграмма построена в координатах «приведенное критическое напряжение сдвига – гомологическая температура» ( $t^*/G - \theta$ ). *Гомологическая температура* – это отношение текущей температуры к температуре плавления данного металла или сплава:  $\theta = \frac{T_i}{T_{пл}}$ .

При напряжениях ниже приведенного напряжения сдвига  $t^*/G = 10^{-5}$  наблюдается неупругая или обратимая ползучесть (область 1); при напряжениях выше, чем  $t^*/G = 10^{-5}$ , при низких гомологических температурах ( $\theta < 0,5$ ) наблюдается низкотемпературная ползучесть (область 2). Ее еще называют логарифмической или

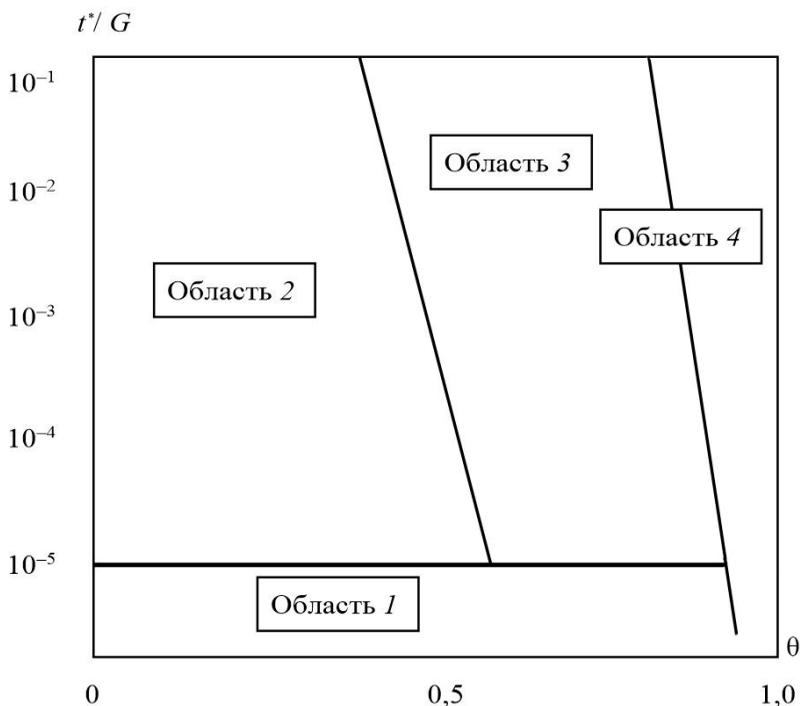


Рис. 9.1. Диаграмма видов ползучести:  
 область 1 – неупругая ползучесть, область 2 – низкотемпературная ползучесть, область 3 – высокотемпературная ползучесть, область 4 – диффузионная ползучесть

неустановившейся ползучестью. При гомологических температурах выше 0,5 наблюдается высокотемпературная ползучесть (область 3), которая имеет и другие названия: установившаяся ползучесть или ползучесть Андраде. При очень высоких температурах, независимо от уровня напряжения, реализуется диффузионная ползучесть, или ползучесть Херринга–Набарро (область 4 диаграммы).

## 9.2. Виды ползучести

**Обратимая ползучесть.** Данный вид ползучести описывается моделью Гранато–Люкке. В данной модели различают точки слабого и сильного закрепления дислокаций. При напряжениях ниже

приведенного критического напряжения сдвига  $t^*/G$  дислокации отрываются от точек слабого закрепления, оставаясь закрепленными в точках сильного закрепления (рис. 9.2). Если большие массы дислокаций выгнутся так, как это показано на рис. 9.2, б, в, то современный чувствительный тензомер зафиксирует небольшую деформацию.

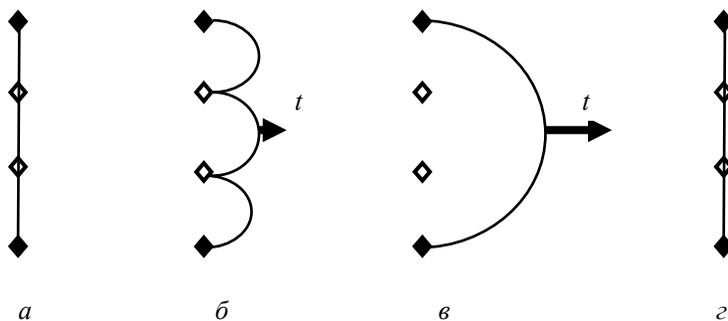


Рис. 9.2. Схема модели Гранато–Люкке: а – дислокация в отсутствие напряжения; б – выгибание дислокации под действием напряжения, меньшего  $t^*/G$ ; в – отрыв дислокации от точек слабого закрепления под действием напряжения, большего  $t^*/G$ ; г – возвращение дислокации в первоначальное положение при снятии напряжения

При снятии напряжения дислокации возвращаются на исходные позиции, и деформация исчезает. Поскольку деформация обратима и очень невелика по величине, данный вид ползучести совершенно неопасен для деталей и конструкций.

**Низкотемпературная ползучесть.** Основным первичным результатом испытаний на ползучесть являются кривые ползучести (рис. 9.3, 9.4), представляющие собой зависимости деформации (удлинения  $\delta$ ) от времени  $\tau$  при постоянном уровне напряжения и неизменной температуре.

Кривая, показанная на рис. 9.3, является типичной кривой низкотемпературной ползучести. Данный вид ползучести называют еще логарифмической ползучестью, поскольку она хорошо описывается функцией логарифма:

$$\delta = a \cdot \ln \tau + b,$$

где  $a$  и  $b$  – константы.

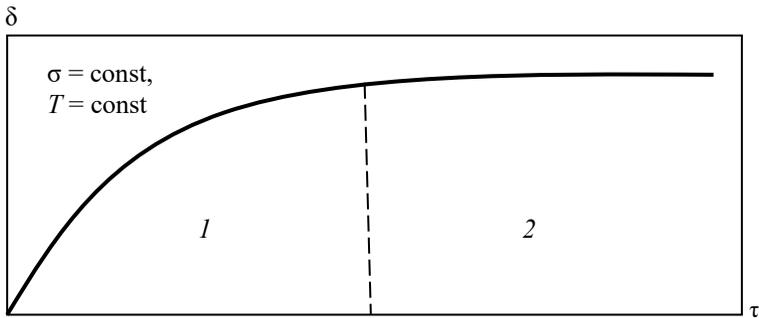


Рис. 9.3. Кривая неустановившейся ползучести: участок 1 – скорость уменьшается со временем, участок 2 – скорость ползучести равна нулю

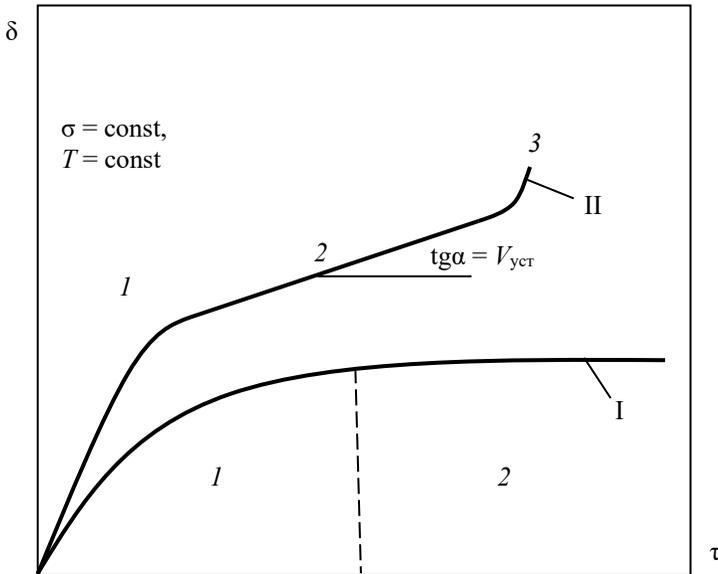


Рис. 9.4. Кривые неустановившейся (I) и установившейся (II) ползучести. На кривой установившейся ползучести: участок 1 – неустановившаяся стадия, участок 2 – установившаяся стадия, участок 3 – ускоренная стадия

Считают, что при этом виде ползучести температура еще недостаточна для протекания процессов термического возврата, поэтому быстрое снижение скорости ползучести на неустановившейся стадии объясняют моделью «истощения» дислокаций. Именно быстрое снижение скорости ползучести на участке  $I$  (см. рис. 9.3) дало третье название этому виду ползучести – неустановившаяся.

Модель «истощения» дислокаций выглядит следующим образом: пусть в образце имеется некоторое постоянное число дислокаций, способных к перемещению, но каждая из них может двигаться только один раз.

После приложения напряжения от внешней нагрузки дислокации в благоприятно ориентированных плоскостях совершают свое перемещение, которое является причиной максимального вклада в величину деформации. Со временем флуктуации тепловой энергии вызывают движение оставшихся дислокаций, которые вносят некоторое дополнительное увеличение деформации. Со временем этот процесс затухает вследствие очень малого числа дислокаций, способных к перемещению, скорость ползучести постепенно уменьшается и в какой-то момент становится равной нулю.

Данный вид ползучести упрощенно можно рассмотреть и с точки зрения процессов наклепа и рекристаллизации, а именно: наклеп произошел, а температура недостаточна для протекания процессов рекристаллизации, необходимых для полного разупрочнения материала. В связи с этим дальнейшее увеличение деформации становится невозможным, и процесс тормозится.

Низкотемпературная ползучесть слабо зависит от температуры и приложенного напряжения. Ее практическое значение невелико, поскольку величина деформации мала, быстро стабилизируется во времени и не вызывает опасности разрушения, даже при очень больших выдержках.

**Высокотемпературная ползучесть.** С неустановившейся стадии начинается и высокотемпературная ползучесть. Однако в данном случае одновременно с процессами термического возврата происходят и некоторые рекристаллизационные процессы.

Температура уже достаточна для протекания процессов полного разупрочнения материала. На дислокационном уровне при данном виде ползучести можно говорить не только о поперечном скольжении дислокаций, но и об активном протекании процессов переползания.

Скорость установившейся ползучести, определяемая тангенсом угла наклона участка 2 на кривой II к оси абсцисс (см. рис. 9.4), быстро возрастает с повышением температуры вследствие ускорения процесса переползания дислокаций. При постоянном напряжении в соответствии с формулой Андраде скорость установившейся ползучести можно оценить следующим образом:

$$V_{уст} = K_{\sigma} \cdot e^{-(Q/kT)},$$

где  $K_{\sigma}$  – коэффициент, определяемый уровнем напряжения;  $Q$  – энергия активации ползучести;  $k$  – константа Больцмана;  $T$  – абсолютная температура.

Высокотемпературная ползучесть очень опасна, поскольку и на установившейся стадии могут быть достигнуты весьма высокие значения деформации. Кроме того, установившаяся стадия может быстро перейти в стадию ускоренной ползучести (участок 3 кривой установившейся ползучести на рис. 9.4), и тогда может произойти разрушение детали.

**Диффузионная ползучесть.** При очень высоких гомологических температурах ( $\theta = 0,8...0,9$ ) под действием приложенных напряжений любой величины активизируются процессы направленной диффузии. При этом атомы диффундируют в направлении действия напряжений, а вакансии – в противоположном направлении (рис. 9.5).

В результате, если представить себе зерно квадратной формы, в процессе такой диффузионной ползучести квадратное зерно превратится в прямоугольное (см. рис. 9.5), вытянутое вдоль направления действия напряжений.

Скорость диффузионной ползучести хорошо описывается формулой Херринга–Набарро:

$$V_{диф} = 2\sigma \cdot b^3 \cdot D / (L^2 \cdot k \cdot T),$$

где  $\sigma$  – приложенное напряжение;  $b^3$  – объем, приходящийся на одну вакансию;  $D$  – коэффициент диффузии;  $L$  – размер зерна;  $k$  – постоянная Больцмана;  $T$  – абсолютная температура.

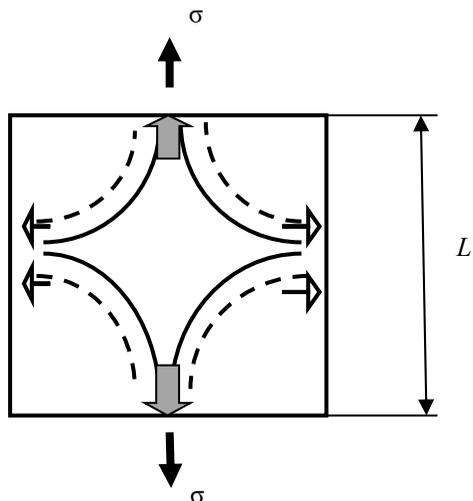


Рис. 9.5. Схема, демонстрирующая пути диффузии атомов и вакансий при диффузионной ползучести (серые толстые стрелки – направления диффузии атомов, пунктирные стрелки – направления диффузии вакансий)

Из данной формулы очевидно, что скорость диффузионной ползучести очень сильно зависит от размера зерна, и чем больше размер зерна, тем ниже скорость диффузионной ползучести.

### 9.3. Характеристики сопротивления ползучести (жаропрочности). Проведение испытаний на ползучесть

Выделяют две группы характеристик сопротивления ползучести (жаропрочности):

- сопротивление пластической деформации при ползучести (ГОСТ 3248–81); в данном случае определяют предел ползучести;
- сопротивление разрушению при ползучести (ГОСТ 10145–81); в данном случае определяют предел длительной прочности.

**Предел ползучести** – это напряжение, под действием которого скорость или деформация ползучести при определенной температуре не превысят заданной величины.

В общем виде предел ползучести (МПа), определенный по заданной величине деформации за определенный период времени, обозначают  $\sigma_{\delta/\tau}^T$ .

Например,  $\sigma_{1/100\,000}^{800} = 500$  МПа.

Предел ползучести (МПа), определенный по заданной величине скорости установившейся ползучести, записывают так:  $\sigma_V^T$ .

Например,  $\sigma_{10^{-5}}^{800} = 500$  МПа.

**Предел длительной прочности** – это напряжение, под действием которого при заданной температуре за определенный период времени разрушение гарантированно не произойдет. Его обозначают так:  $\sigma_t^T$ .

Например,  $\sigma_{10\,000}^{800} = 700$  МПа.

Образцы для испытаний на ползучесть похожи на образцы для испытаний на растяжение. Они могут быть плоскими и цилиндрическими. Отличия заключаются в общей длине образцов (они более длинные) и более жестком креплении образца в захватах машины. Для этого на головках плоских образцов имеются отверстия под шпильки, а на головках цилиндрических образцов предусмотрена резьба.

Для проведения испытаний имеются специальные машины, которые различают по конструкции нагружающих механизмов на четыре группы:

- машины с нагружением непосредственно грузами;
- рычажные машины с верхним расположением рычага;
- рычажные машины с нижним расположением рычага;
- рычажные машины с двойным рычагом.

На рис. 9.6 показаны схемы машин с нагружением непосредственно грузами и с нижним расположением рычага.

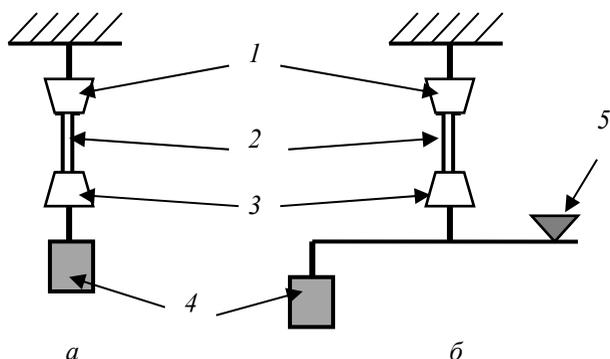


Рис. 9.6. Схема машин для испытаний на ползучесть:  
*a* – с нагружением непосредственно грузами; *б* – с нижним расположением рычага; 1 – верхний захват; 2 – образец; 3 – нижний захват; 4 – груз; 5 – точка опоры рычага

Установка для проведения испытаний на жаропрочность должна быть укомплектована трубчатой нагревательной печью, температуру в которой регулируют с помощью 2–3 термопар, расположенных в разных зонах печи. Точность поддержания температуры должна быть  $\pm 3\text{--}6^\circ\text{C}$ . Деформацию образца измеряют с помощью оптического или зеркального тензометра.

Характеристики жаропрочности определяют следующим образом: сначала при неизменной температуре и нескольких уровнях напряжения ( $\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3$ ) строят кривые ползучести (рис. 9.7, *a*), на которых отмечают заданный уровень деформации  $\delta^*$ . Чем выше уровень напряжения, тем за меньший промежуток времени ( $\tau_3 < \tau_2 < \tau_1$ ) будет достигнут этот заданный уровень деформации. Таким образом формируют пары значений напряжения и времени до достижения  $\delta^*$ :  $\sigma_1 - \tau_1$ ;  $\sigma_2 - \tau_2$ ;  $\sigma_3 - \tau_3$ , которые находятся в обратной зависимости. Затем на координатном поле « $\sigma - \lg t$ » ставят точки, соответствующие численным значениям параметров этих пар (рис. 9.7, *б*). Получают график зависимости « $\sigma - \lg t$ », являющийся прямой линией. На этом графике отмечают заданный временной промежуток  $\tau^*$  и по графику переходят к оси напряжений, на которой отмечают точку, которая и будет искомым пределом ползучести  $\sigma^*$  (см. рис. 9.7, *б*).

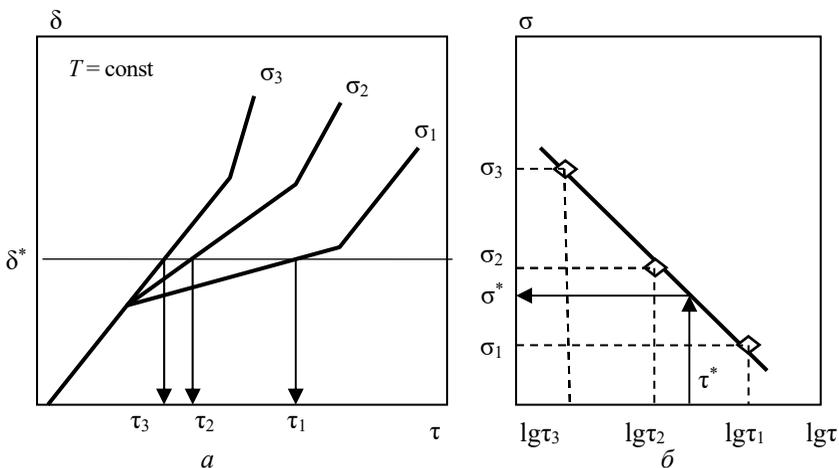


Рис. 9.7. Определение предела ползучести по первому варианту

Студентам предлагается по аналогии построить схему определения предела ползучести по второму варианту (по заданной скорости установившейся ползучести).

#### 9.4. Пути повышения жаропрочности металлов и сплавов

**Жаропрочность** – это способность материала длительное время сопротивляться деформации и разрушению в условиях действия постоянных напряжений и повышенных температур, или, коротко, жаропрочность – это сопротивление материала ползучести.

Исходя из рассмотренных механизмов основных видов ползучести для обеспечения высокой жаропрочности необходимо:

- ограничить подвижность дислокаций;
- ограничить или блокировать миграцию границ и субграниц;
- замедлить диффузионные процессы;
- повысить прочность межатомных связей (увеличить энергию межатомного взаимодействия).

Препятствиями на пути движения дислокаций при высоких температурах могут служить устойчивые к нагреву дисперсные частицы карбидов и интерметаллидов.

Ограничение миграции границ и субграниц связано с повышением температурных порогов полигонизации и рекристаллизации. В связи с этим стараются использовать такие системы легирования, которые приводят к повышению этих параметров жаропрочных сталей и сплавов. Например, практически все современные жаропрочные сплавы содержат в своем составе 10–15 % тугоплавкого вольфрама.

Замедлить диффузию можно за счет увеличения путей диффузии, т.е. за счет увеличения размеров зерен. В идеале, поскольку коэффициент диффузии по границам зерен всегда выше, чем по телу зерна, необходимо стремиться к полному устранению межзеренных границ, т.е. изготовлению монокристаллических деталей.

Повышение прочности межатомных связей является одной из наиболее эффективных возможностей повышения жаропрочности. Так, в более компактной решетке, какой является ГЦК-решетка  $\gamma$ -железа, при температуре фазового перехода 911 °С коэффициент самодиффузии атомов железа в 300 раз ниже, чем в решетке  $\alpha$ -железа.

На практике почти всегда стараются использовать целый комплекс факторов. Так, при изготовлении лопаток и дисков турбин газоперекачивающих станций используют крупнозернистые аустенитные стали с карбидным или интерметаллидным упрочнением.

При изготовлении лопаток турбин реактивных авиадвигателей применяют монокристаллические лопатки из жаропрочных никелевых или кобальтовых ГЦК-сплавов, легированных вольфрамом, в которых могут присутствовать дисперсные частицы интерметаллидов.

*Литература по теме 9: [1, 2, 5, 6].*

## Контрольные вопросы

1. Нарисуйте и поясните диаграмму видов ползучести. Охарактеризуйте виды ползучести.
2. Какие виды ползучести опасны, а какие – нет и почему?
3. В чем смысл низкотемпературной ползучести?
4. Какие механизмы перемещения дислокаций действуют на стадии высокотемпературной ползучести?
5. Каким образом объясняют протекание диффузионной ползучести?
6. Что такое предел ползучести и предел длительной прочности?
7. На какие группы делят машины для испытаний на жаропрочность?
8. Расскажите о путях повышения жаропрочности.

## Тема 10. ИЗНОС МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

### *Вопросы по теме*

1. Представления об износе материала.
2. Виды изнашивания.
3. Проведение испытаний на износ.

### **10.1. Представления об износе материала**

*Износ* – это изменение формы и размеров тела, вызванное постепенным удалением частиц материала с контактирующих поверхностей. Очень часто износу сопутствует коррозия.

В настоящее время износ является одной из главных причин выхода деталей из строя. Однако, несмотря на распространенность этого вида разрушения, в данный момент не существует общепринятой теории износа. Этот факт является следствием многообразия процессов, происходящих во время изнашивания.

Существуют два термина: износ и изнашивание. Необходимо иметь в виду, что изнашивание – это процесс, а износ – это результат данного процесса. Вообще говоря, изнашивание – это совокупность нескольких процессов, происходящих последовательно или независимо друг от друга.

### **10.2. Виды изнашивания**

Различают 5 основных видов изнашивания: адгезионное, абразивное, коррозионное, деформационное и усталостное изнашивание.

*Адгезионное изнашивание.* Даже при самой тщательной отделке поверхность деталей никогда не бывает абсолютно ровной, а представляет собой совокупность чередующихся микровыступов и микровпадин. В связи с этим истинная площадь контакта деталей оказывается значительно меньше расчетной. Измерениями сопротивления контактирующих поверхностей установлено, что истин-

ная площадь контакта в зависимости от вида отделки поверхности примерно в 100–100 000 раз меньше расчетной.

Уменьшение площади контактирующих поверхностей приводит к повышению действующих напряжений в зоне контакта. Если действующие напряжения превысят уровень предела текучести материала, то в результате локальной пластической деформации поверхности контактирующих деталей могут сблизиться настолько, что между ними возникнут силы межатомного взаимодействия (рис. 10.1). Такой процесс называют *холодной сваркой*. Однако после возникновения холодной сварки поверхности должны скользить относительно друг друга. Поэтому неизбежно будет происходить разрушение мест контакта.

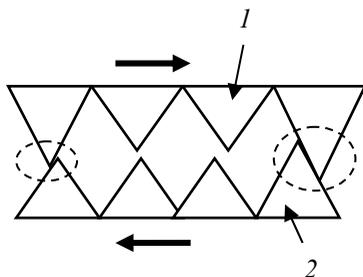


Рис. 10.1. Схема возникновения холодной сварки (пунктиром показаны места локальной пластической деформации)

Разрыв может происходить как по первоначальным местам контакта, так и по какой-то другой поверхности. Это зависит от многих факторов:

- уровня сил межатомного взаимодействия;
- профиля поверхности;
- распределения температур;
- распределения напряжений.

Чаще всего разрыв происходит по какой-то новой поверхности. При этом, если частицы с поверхности 1 будут переноситься на поверхность 2, то будет происходить износ поверхности 1, если же

частицы с поверхности 2 будут переноситься на поверхность 1, то будет происходить износ поверхности 2.

В некоторых случаях поверхности могут свариваться на значительных площадях, и тогда внешние силы,двигающие детали, не могут вызывать смещение. Такое явление называют *схватыванием*.

Интересен тот факт, что с повышением температуры скорость адгезионного износа падает. Это объясняют следующим образом: при относительно низких температурах выступающие частицы будут сохранять свою прочность и твердость и, таким образом, будут разрушать сопряженную поверхность. При высоких температурах, когда выступающие частицы потеряют свою твердость, они будут деформироваться, и сопряженная поверхность разрушаться не будет.

Для предотвращения адгезионного износа принимают следующие меры:

- выбирают пары взаимно нерастворимых металлов;
- элементы пары трения подбирают таким образом, чтобы один из них принадлежал подгруппе «В» данной группы, для которой характерны слабые межатомные связи;
- наносят на поверхность защитные слои.

**Абразивное изнашивание.** В данном случае удаление материала с поверхностей происходит в результате режущего или царапающего действия наиболее твердой из контактирующих фаз или твердых частиц, находящихся между контактирующими поверхностями. На изнашиваемой поверхности образуется система канавок и/или царапин, которые иногда еще называют бороздками износа.

Абразивный износ в результате воздействия более твердой из контактирующих поверхностей называют износом с участием двух тел.

Абразивный износ в результате воздействия твердых частиц, находящихся между контактирующими поверхностями, называют износом с участием трех тел.

Различают три вида абразивного износа:

1. *Выдавливание* – это абразивный износ под действием высоких напряжений. Выдавливание связано со значительной пластической деформацией поверхности. Оно часто имеет место при ударных нагрузках.

2. *Царапание* – абразивный износ под действием низких напряжений; чаще возникает в результате присутствия твердых микроскопических частиц, являющихся продуктами данного вида абразивного износа.

3. *Эрозия* заключается в отделении частиц с поверхности тела в результате соприкосновения с ней движущейся жидкости или газа или твердых частиц, находящихся в потоке жидкости или газа.

***Коррозионное изнашивание.*** О коррозионном изнашивании говорят в тех случаях, когда продукты коррозии оказывают влияние на скорость изнашивания. В большинстве случаев коррозия и изнашивание происходят одновременно, и их взаимное влияние может быть синергичным.

В самом общем случае рассматривают два варианта влияния процессов коррозии на изнашивание:

1. Продукты коррозии твердые и обладают абразивным действием. В этом случае говорят о *самоускоряющемся* коррозионном изнашивании.

2. В тех случаях, когда в результате коррозионных процессов образуются фосфаты, сульфиды или хлориды, которые являются весьма мягкими фазами, на поверхности, подвергающейся изнашиванию, формируются мягкие, смазывающие пленки. Скорость коррозионного изнашивания при этом падает, особенно если определяющим процессом является адгезионное изнашивание. В этом случае говорят о *самотормозящемся* коррозионном изнашивании.

Особым видом коррозионного изнашивания является *фреттинг-износ*, или фреттинг-коррозия. Это изнашивание мест сопряжения деталей, находящихся под нагрузкой, при очень малых перемещениях. Фреттинг-износ возникает под воздействием промышленной атмосферы, влажной атмосферы или просто влаги.

Типичный пример фреттинг-износа – это местный износ листов автомобильных рессор.

Этот вид коррозионного износа связывают либо с отделением от поверхности контактирующих деталей окисных пленок, действующих как абразивы, либо с отделением частиц металла, которые быстро окисляются, тут же превращаясь в абразив.

**Усталостное изнашивание (контактная усталость).** Удаление материала происходит за счет действия циклически повторяющихся нагрузок. Чаще всего оно наблюдается в обоймах подшипников качения и на поверхности катания головок железнодорожных рельсов.

Так, микротрещины в головке рельса (рис. 10.2) возникают в результате действия максимальных касательных напряжений в области скопления неметаллических включений.

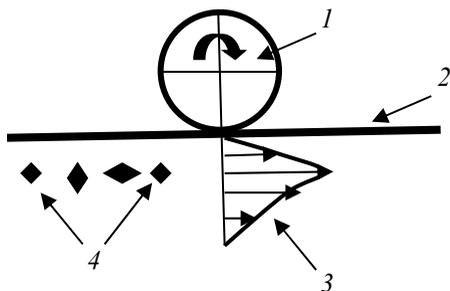


Рис. 10.2. Схема возникновения микротрещин в головке под поверхностью катания рельса:  
1 – колесо; 2 – поверхность катания рельса;  
3 – эпюра касательных напряжений;  
4 – скопление неметаллических включений

Из схемы на рис. 10.2 очевидно, что при качении колеса по рельсу максимальные касательные напряжения формируются не на поверхности катания, а на небольшом расстоянии в головке рельса под ней. Если в области действия максимальных напряжений окажется мощное скопление неметаллических включений, то в этом месте зарождается и начинает расти параллельно поверхности катания усталостная трещина.

После того, как трещина вырастет до определенного размера, она меняет направление роста и в 99 % случаев выскакивает на поверхность катания. В результате с поверхности катания удаляется небольшая частичка материала (рис. 10.3). Так происходит шелушение поверхности катания. Именно в этом и заключается усталостный износ, или контактная усталость, железнодорожных рельсов.

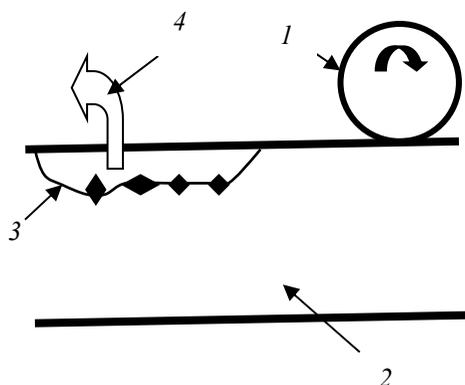


Рис. 10.3. Схема шелушения поверхности катания рельса: 1 – колесо; 2 – головка рельса; 3 – трещина, развившаяся по скоплению неметаллических включений; 4 – удаление чешуйки материала с поверхности катания

**Деформационное изнашивание.** Деформационное изнашивание – это удаление частиц с поверхности высоковязкого материала в результате повторного ударного воздействия. Процесс происходит следующим образом (рис. 10.4). Сначала на поверхности наковальни появляются разрозненные межзеренные микротрещины; затем микротрещины растут и объединяются; на конечном этапе происходит замыкание трещин и удаление микрочастиц с поверхности наковальни. Затем процесс повторяется.

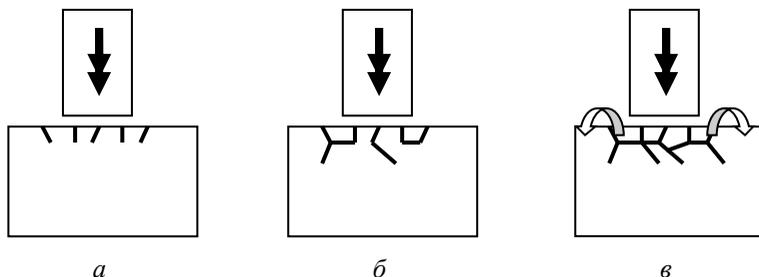


Рис. 10.4. Стадии деформационного износа: а – зарождение межзеренных микротрещин; б – рост и объединение микротрещин; в – выкрашивание микрочастиц с поверхности

### 10.3. Проведение испытаний на износ

Испытания на износ обычно проводят по трем схемам: «ролик–ролик», «ролик–колодка» и «ролик – пластина» (рис. 10.5). При необходимости все эти устройства, показанные на рис. 10.5, могут быть помещены в соответствующую среду.

Обычно контртело нагружают определенной нагрузкой  $P$  и приводят его во вращательное движение. После определенного времени испытания прекращают и оценивают износостойкость материала образца.

Существуют весовой и размерный методы оценки износостойкости. *Весовой метод* заключается в оценке изменения массы или веса образца после определенного времени испытания:

$$\Delta G = G_{\text{нач}} - G_{\text{кон}},$$

где  $G_{\text{нач}}$ ,  $G_{\text{кон}}$  – начальная и конечная масса (вес) образца.

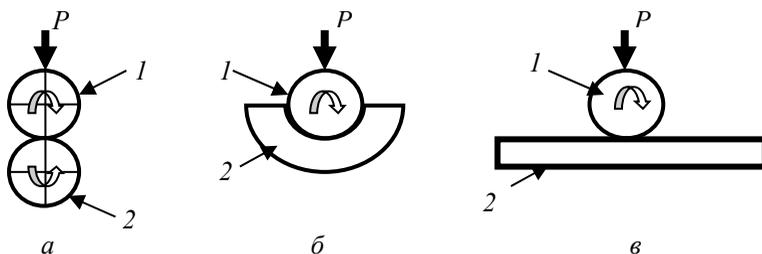


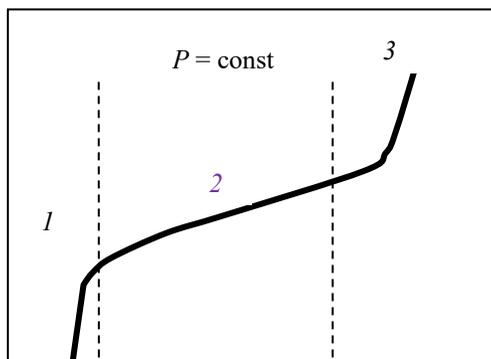
Рис. 10.5. Схемы испытаний на износ: *a* – схема «ролик – ролик»; *б* – схема «ролик – колодка»; *в* – схема «ролик – пластина»; *1* – контртело, *2* – образец

Размерные методы оценки износостойкости заключаются в определении следующих параметров:

- изменения объема образца до и после испытаний;
- глубины или, чаще, ширины канавки износа.

На рис. 10.6 представлена кинетическая диаграмма износа.

$\Delta G$



Время, ч

Рис. 10.6. Диаграмма износа: 1 – стадия приработки;  
2 – стадия установившегося износа;  
3 – стадия ускоренного износа

Диаграмма показывает три стадии износа: стадию приработки, стадию установившегося (нормального) износа и стадию ускоренного или катастрофического износа.

*Литература по теме 10: [1, 2].*

### Контрольные вопросы

1. Нарисуйте диаграмму износа и опишите все стадии.
2. Перечислите основные виды изнашивания.
3. В чем заключается усталостный износ? Как еще называют это явление?
4. Что такое адгезионный износ?
5. Поясните сущность абразивного износа.
6. Поясните каждую из схем испытаний на износостойкость.
7. Перечислите основные методы оценки износостойкости.

## Тема 11. КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

### *Вопросы по теме*

1. Понятие о конструкционной прочности.
2. Диаграммы конструкционной прочности.
3. Пути повышения конструкционной прочности.

#### **11.1. Понятие о конструкционной прочности**

**Конструкционная прочность** – это совокупность характеристик механических свойств, обеспечивающих надежную и долговечную работу материала в конструкции.

Эта совокупность не является раз и навсегда заданной, а зависит от условий работы детали или конструкции. Задача металловеда – установить этот комплекс характеристик для данной детали или группы деталей, работающих в схожих условиях. Так, для улучшаемых сталей в такой комплекс входят: предел текучести, вязкость разрушения, ударная вязкость, критическая температура хрупкости и предел выносливости.

#### **11.2. Диаграммы конструкционной прочности**

Диаграмма конструкционной прочности (ДКП) – это плоский график, по оси абсцисс которого отложена какая-то характеристика прочности, а по оси ординат – характеристика надежности или долговечности.

Наиболее распространенной диаграммой конструкционной прочности считается зависимость вязкости разрушения  $K_{Ic}$  от предела текучести  $\sigma_{0,2}$  материала (рис. 11.1). Из рис. 11.1 становится очевидно, что уровень конструкционной прочности (КП) материала 2 всегда выше, чем уровень КП материала 1, поскольку при заданном уровне прочности у него во всех случаях надежность будет выше. При сравнении материалов 2 и 3 выясняется, что до уровня прочности, равного  $\sigma^*_{0,2}$ , лучше будет материал 2, а при более высоком уровне прочности преимущество следует отдать материалу 3.

В настоящее время весьма перспективной считают полную диаграмму конструкционной прочности, которая представляет со-

бой взаимосвязь предела трещиностойкости материала и предела текучести (рис. 11.2).

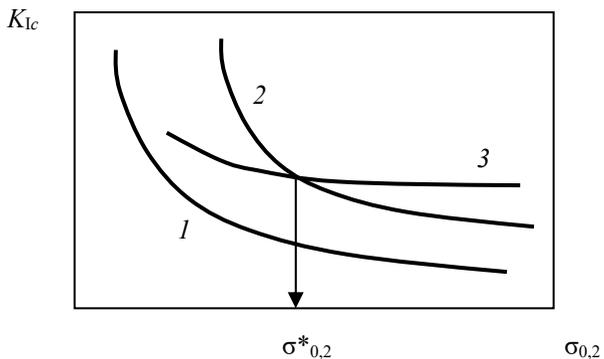


Рис. 11.1. Диаграммы конструкционной прочности

$I_c$ , МПа·м<sup>1/2</sup>

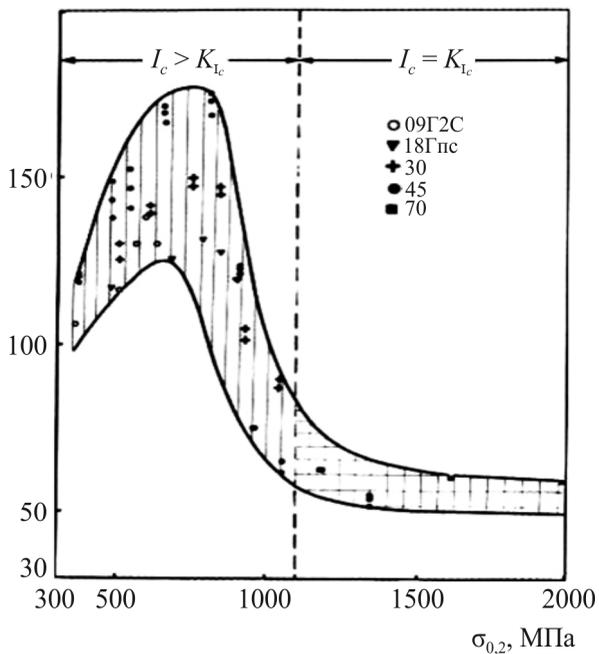


Рис. 11.2. Полная диаграмма конструкционной прочности углеродистых и низколегированных сталей с различным содержанием углерода

Эта диаграмма демонстрирует тот факт, что для каждой группы материалов можно всегда отыскать такой уровень прочности, при котором уровень надежности будет максимальным.

Еще одной разновидностью диаграмм конструкционной прочности является так называемая диаграмма конструкционной вязкости, представляющая собой взаимосвязь критической температуры хрупкости и уровня прочности одной или нескольких групп материалов (рис. 11.3). Очевидно, что лучшими материалами в данном случае будут материалы группы 5: у них при высоком уровне прочности критическая температура хрупкости, которая в данном случае характеризует надежность материалов, находится на уровне  $-50\dots-70$  °С. Другими словами, при высоком уровне прочности материалы группы 5 будут обладать и высокой хладостойкостью.

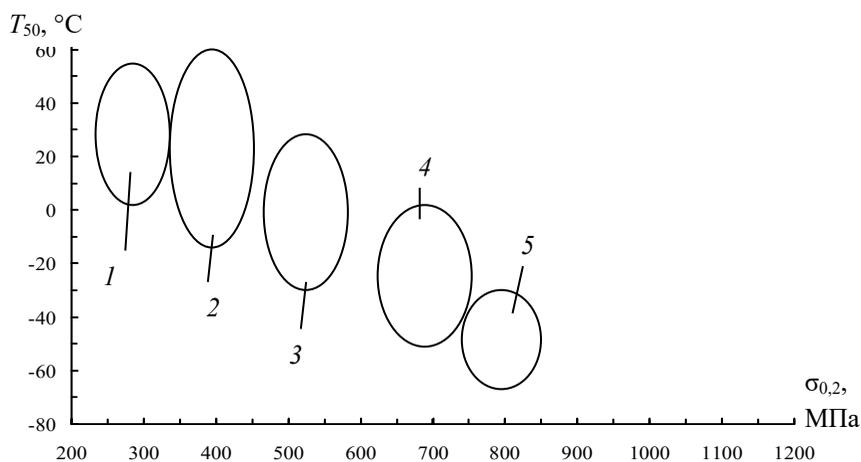


Рис. 11.3. Диаграмма конструкционной вязкости строительных сталей с нанесенной на нее картой структурных состояний: 1 – стали типа Ст.3 г/к (структура феррит+перлит); 2 – стали типа 09Г2С и 12Г2С г/к (структура феррит+перлит); 3 – стали типа 14Г2АФ и 16Г2АФ г/к (структура – феррит+перлит+верхний бейнит); 4 – стали типа 14Х2ГМР г/к (структура – верхний и нижний бейнит); 5 – стали типа 12Г2СМФ, 13ХГСНМД после закалки с прокатного нагрева в воде и высокого отпуска в сечении 20...25 мм (структура – дисперсный сорбит отпуска)

Примером диаграммы, у которой по оси ординат отложена характеристика долговечности, является диаграмма, приведенная на рис. 8.7. В данном случае в качестве характеристики долговечности выступает предел выносливости.

### 11.3. Пути повышения конструкционной прочности

На рис. 11.4 показана обобщенная диаграмма конструкционной прочности для различных классов сталей. Очевидно, что наименьшей конструкционной прочностью обладают низкоуглеродистые стали с феррито-перлитной структурой (кривая 1 на диаграмме): при прочности около 500 МПа их уровень вязкости разрушения не превышает 20–25 МПа·м<sup>1/2</sup>.

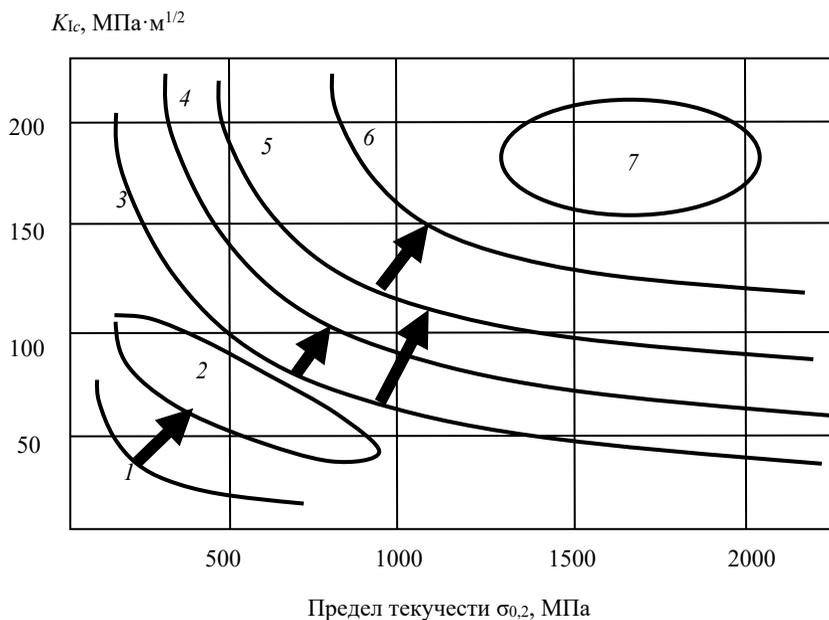


Рис. 11.4. Диаграммы конструкционной прочности для сталей различных классов после разных видов обработки: 1 – феррито-перлитные низкоуглеродистые стали; 2 – низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС); 3 – конструкционные легированные стали; 4 – конструкционные легированные стали после ВТМО или обработки на СМЗ; 5 – мартенситностареющие стали (МСС); 6 – мартенситностареющие стали, обработанные на СМЗ; 7 – метастабильные аустенитные стали (МАС)

Разработка и промышленное внедрение низкоуглеродистых мартенситных сталей (область 2 диаграммы) позволили, как минимум, в два раза поднять уровень КП низкоуглеродистых строительных и конструкционных сталей, поскольку НМС при прочности около 800–1000 МПа обладают вязкостью разрушения от 50 до 100 МПа·м<sup>1/2</sup>.

Обработка конструкционных легированных (улучшаемых) сталей на сверхмелкое зерно или высокотемпературная термомеханическая обработка позволяют поднять их уровень КП примерно на 50 % (области 3 и 4 диаграммы). Замена улучшаемых сталей на мартенситностареющие позволила поднять КП на недостижимый ранее уровень: при прочности 1500–2000 МПа вязкость разрушения МСС достигает 100 МПа·м<sup>1/2</sup> и более (области 3 и 5 диаграммы).

Естественно, что обработка МСС на СМЗ позволяет поднять уровень КП конструкционных сталей еще выше (области 5 и 6 диаграммы).

Рекордсменами в области КП являются метастабильные аустенитные стали, которые при уровне прочности порядка 2000 МПа обладают вязкостью разрушения 200 МПа·м<sup>1/2</sup>.

*Литература по теме 11: [12, 13].*

### **Контрольные вопросы**

1. Что такое конструкционная прочность?
2. Что собой представляют диаграммы конструкционной прочности?
3. Какие виды ДКП используются наиболее часто?
4. Что такое предел трещиностойкости?
5. Укажите преимущества предела трещиностойкости перед вязкостью разрушения при использовании их для оценки конструкционной прочности.

## СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Изд-во МИСиС, 1998. – 399 с.
2. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов: учебник. – М.: Металлургия, 1979. – 495 с.
3. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов: в 2 т. – 3-е изд. – М.: Машиностроение, 1974.
4. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Машиностроение, 1976. – 375 с.
5. Физическое металловедение: учебник для вузов / Грачев С.В. [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2009. – 548 с.
6. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов: учеб. пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
7. ГОСТ 9012–59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. – М.: Стандартинформ, 2007.
8. ГОСТ 9013–59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу. – М.: Изд-во стандартов, 2001.
9. ГОСТ 2999–75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. – М.: Изд-во Госстандарт СССР, 1976.
10. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М.: Изд-во стандартов, 1977.
11. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Изд-во стандартов, 1984.
12. Симонов Ю.Н., Георгиев М.Н., Симонов М.Ю. Основы физики и механики разрушения: учеб. пособие. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012. – 203 с.
13. Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н. Трещиностойкость железоуглеродистых сплавов: монография. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 419 с.

Учебное издание

Симонов Юрий Николаевич,  
Симонов Михаил Юрьевич

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ  
И МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛОВ

*Курс лекций*

Редактор и корректор *Е.В. Копытина*

---

Подписано в печать 29.04.2020. Формат 60×90/16.  
Усл. печ. л. 12,4. Тираж 50 экз. Заказ № 396/2020.

---

Издательство

Пермского национального исследовательского  
политехнического университета.

Адрес: 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, к. 113.  
Тел. (342) 219-80-33