

В. С. ЗОЛОТОРЕВСКИЙ

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Под редакцией И. И. НОВИКОВА

Допущено Министерством высшего и среднего специального образования СССР в качестве учебного пособия для студентов вузов, обучающихся по специальностям «Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов» и «Обработка металлов давлением»



Москва «Металлургия» 1974

Аннотация

Рассмотрены методы проведения механических испытаний и современная трактовка физического и технического смысла важнейших механических свойств. С использованием теории дефектов кристаллической решетки проанализированы процессы деформации и разрушения при различных температурах и условиях приложения нагрузки.

© Издательство «Металлургия» 1974.

З $\frac{31106-128}{040(01)-74}$ 101-74

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие		5	
Глава	I. Общие понятия и определения	1. Напряжения. Тензор напряжений	7
		2. Деформации	10
		3. Схемы напряженного состояния при механических испытаниях различных видов	13
		4. Классификация механических испытаний	17
		5. Условия подобия механических испытаний	20
		6. Статистическая обработка результатов механических испытаний	23
		Список литературы	27
		Глава	II. Упругие свойства и неполная упругость металлов
2. Методы определения упругих свойств	30		
3. Неполная упругость металлов и внутреннее трение	33		
Список литературы	42		
42			
Глава	III. Пластическая деформация	1. Низкотемпературная пластическая деформация металлов скольжением	43
		2. Влияние различных факторов на пластическую деформацию металлов скольжением	60
		3. Пластическая деформация металлов двойникованием	65
		4. Пластическая деформация твердых растворов и двухфазных сплавов	68
		Список литературы	71
		71	
Глава	IV. Разрушение	1. Типы разрушения металлов	71
		2. Механизмы зарождения трещин	74
		3. Вязкое разрушение	78
		4. Хрупкое разрушение	82
		Список литературы	91
		91	
Глава	V. Статические испытания	Испытания на растяжение	91
		1. Образцы и машины для испытаний на растяжение	92
		2. Методика проведения испытаний на растяжение	107
		3. Деформационное упрочнение	110
		4. Прочностные характеристики при растяжении	134
		5. Характеристики пластичности при растяжении	159
		6. Работа пластической деформации при растяжении	162
		162	

	7. Испытания на двухосное растяжение методом выдавливания	164
	8. Влияние легирования и структуры на механические свойства металлов при растяжении	165
	Испытания на сжатие	177
	Испытания на изгиб	182
	Испытания на кручение	187
	Применение концентраторов напряжений при статических испытаниях	195
	1. Испытания образцов с надрезом	195
	2. Испытания на вязкость разрушения	197
	Список литературы	202
Глава	VI. Динамические испытания	202
	1. Особенности пластической деформации и разрушения при динамическом нагружении	203
	2. Динамические испытания на изгиб образцов с надрезом	207
	3. Динамические испытания на растяжение, сжатие и кручение	216
	Список литературы	221
Глава	VII. Испытания на твердость	221
	1. Твердость по Бринеллю	223
	2. Твердость по Виккерсу	230
	3. Твердость по Роквеллу	233
	4. Определение микротвердости	240
	5. Другие методы определения твердости	245
	Список литературы	247
Глава	VIII. Длительные испытания и свойства при повышенных температурах	247
	1. Явление ползучести	247
	2. Испытания на ползучесть	254
	3. Особенности пластической деформации при высокотемпературной ползучести	259
	4. Третья стадия ползучести и разрушение	264
	5. Испытания на длительную прочность	267
	6. Испытания на релаксацию напряжений	269
	7. Влияние легирования и структуры на характеристики жаропрочности	273
	Список литературы	275
Глава	IX. Усталостные испытания и свойства	275
	1. Методика проведения усталостных испытаний	276
	2. Природа усталостного разрушения	289
	3. Влияние различных факторов на характеристики выносливости	295
	Список литературы	303

ПРЕДИСЛОВИЕ

В соответствии с решениями XXIV съезда КПСС одной из центральных задач, стоящих перед металлургической и металлообрабатывающей промышленностью, является повышение качества металлических материалов, в частности улучшение их механических свойств, которые определяют поведение металлов и сплавов в эксплуатации (конструктивную прочность) и при обработке (сопротивление деформированию и технологическую пластичность). Для оценки механических свойств в связи с многообразием условий эксплуатации и обработки проводят различные испытания, в той или иной степени имитирующие эти условия. При этом для наиболее достоверного прогнозирования работоспособности материала в конструкции или его поведения при обработке определяют комплекс механических свойств.

Большинство используемых методов испытаний разработано довольно давно, и с течением времени происходит только совершенствование оборудования для их проведения. Обширная литература, а также стандартизация основных методов механических испытаний позволяют без особого труда изложить все хорошо сформировавшиеся методические вопросы.

Основное внимание в книге уделено общим особенностям, преимуществам и недостаткам того или иного метода, областям его применения, а также методикам расчета свойств по первичным результатам. Кратко описаны соответствующие машины и приборы.

Другая задача, которую ставил перед собой автор, — дать краткое изложение современных представлений теории механических свойств и проанализировать зависимость этих свойств от структуры металлов и сплавов. Влияние структуры на механические свойства обсуждаются практически во всех металловедческих курсах. Здесь даются лишь основные, исходные представления.

В области теории механических свойств за последние 15—20 лет произошел коренной переворот, который далеко не завершен. Теория дефектов кристаллической решетки позволила перейти от феноменологического и нестрогого описания картины пластической деформации и разрушения к физически обоснованному анализу атомного механизма этих процессов и соответственно к бо-

лее строгой трактовке механических свойств. Однако вопросы эти, как будет показано ниже, настолько сложны, что понадобится, по-видимому, еще довольно длительное время для создания полной теории всех механических свойств. Пока же использование представлений о линейных, точечных и поверхностных дефектах кристаллической решетки позволяет лишь качественно (редко количественно) вскрыть физический смысл некоторых основных механических характеристик и объяснить их зависимость от различных факторов. Поэтому в книге там, где это возможно и необходимо, при трактовке свойств используются представления теории дефектов кристаллической решетки. Для понимания соответствующих разделов читателю достаточно знать элементы этой теории в объеме, например, учебного пособия И. И. Новикова «Дефекты кристаллической решетки металлов» («Металлургия», 1968).

Более подробно с физической теорией механических свойств студенты могут ознакомиться по учебнику М. Л. Бернштейна, В. А. Займовского «Структура и механические свойства металлов» («Металлургия», 1970) и переводному учебному пособию Р. Хоникомба «Пластическая деформация металлов» («Мир», 1972).

Кроме элементов теории дефектов решетки, читатель должен быть знаком с основами классического сопротивления материалов и металловедения.

Книга является учебным пособием для студентов вузов по специальностям «Металловедение, оборудование и технология термической обработки», «Обработка металлов давлением», «Литейное производство» и др. Она может быть полезна и инженерам соответствующих специальностей.

Автор выражает большую благодарность своему учителю проф. И. И. Новикову за помощь в написании книги и ее редактирование. Автор признателен рецензентам — П. Г. Микляеву и коллективу кафедры металловедения и термической обработки МВТУ им. Баумана — за полезные замечания, которые способствовали улучшению качества рукописи, а также В. К. Портному и Ф. С. Новику за обсуждение отдельных разделов книги.

ОБЩИЕ ПОНЯТИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ

1. НАПРЯЖЕНИЯ. ТЕНЗОР НАПРЯЖЕНИЙ

Большинство механических свойств выражается через величину *напряжений*.

Понятие «напряжение» введено для оценки величины нагрузки, не зависящей от размеров деформируемого тела. Напряжение является, таким образом, удельной величиной и определяется как отношение

$$S = \frac{P}{F}, \quad (1)$$

где S — напряжение на площадке F , перпендикулярной оси образца, вдоль которой действует сила P (рис. 1,а).

Для определения величины напряжений в каком-то сечении тела последнее рассекают на две части, затем одну часть тела мысленно отбрасывают, а ее действие на оставшуюся часть заменяют внутренними силами (рис. 1,б).

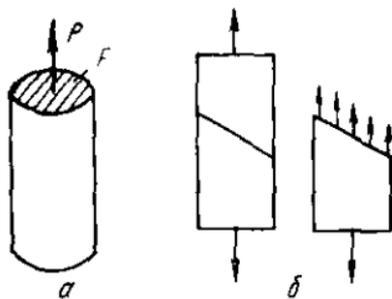


Рис. 1. Схемы к определению напряжений



Рис. 2. Разложение полного напряжения на нормальную и касательную составляющие

В системе СИ напряжения выражаются в ньютонах или меганьютонах на квадратный метр (Н/м^2 , МН/м^2). На практике часто используют размерность напряжений кгс/мм^2 ($1 \text{ кгс/мм}^2 = 9,8 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2 = 9,8 \text{ МН/м}^2 \approx 10 \text{ МН/м}^2$).

В общем случае сила не перпендикулярна плоскости площадки, на которую она действует. Тогда, как и любой вектор, ее можно разложить на две составляющие: нормальную (перпендикулярную к площадке), создающую *нормальное* напряжение, и касательную, действующую в плоскости площадки и вызывающую *касательное* напряжение (рис. 2). Разложение полного усилия (напряжения) на нормальную и касательную составляющие широко используется. В механических испытаниях определяют именно эти напряжения. Их же используют в расчетах на прочность. Это связано с тем, что одни процессы при деформировании и разрушении определяются касательными напряжениями (пластическая деформация, разрушение путем среза), а другие — нормальными (разрушение отрывом).

Нормальные напряжения делят на *растягивающие* (положительные) и *сжимающие* (отрицательные).

Напряжения, которыми оперируют в механических испытаниях, могут быть *истинными* и *условными*. Известно, что в процессе деформации величина площадки, на которой действуют напряжения (площадь сечения образца), меняется. Если эти изменения не учитывают и напряжение рассчитывают как отношение нагрузки в данный момент к исходной площади сечения, то такое напряжение называют условным. Если же относят силу к величине фактического сечения в данный момент деформации, то получают истинное напряжение. Физический смысл имеют только истинные напряжения, однако на практике часто более удобно пользоваться условными. Это особенно оправдано при малой степени деформации, когда изменение площади сечения невелико.

В дальнейшем истинные напряжения будем обозначать символами S (нормальные) и t (касательные), а условные — σ и τ соответственно.

При решении реальных задач нельзя ограничиться знанием величины напряжений в каком-то определенном сечении. Необходимо иметь возможность оценить напряжения, действующие в любом сечении тела. Для этого используют представление о тензоре напряжений.

Внутри тела, находящегося под действием напряжений, всегда можно выделить бесконечно малый по размерам параллелепипед, ребра которого параллельны произвольно выбранным осям координат (рис. 3). В общем случае на три его непараллельные грани дейст-

вуют взаимно уравновешенные векторы напряжений, которые можно разложить на нормальные и касательные составляющие, как это показано на рис. 3. В результате параллелепипед находится под действием девяти напряжений — трех нормальных (S_x, S_y, S_z) и шести касательных ($t_{xy}, t_{xz}, t_{yx}, t_{yz}, t_{zy}, t_{zx}$). Совокупность этих напряжений и есть *тензор напряжений*, который записывается в такой форме:

$$(S) = \begin{pmatrix} S_x & t_{xy} & t_{xz} \\ t_{yx} & S_y & t_{yz} \\ t_{zx} & t_{zy} & S_z \end{pmatrix}. \quad (2)$$

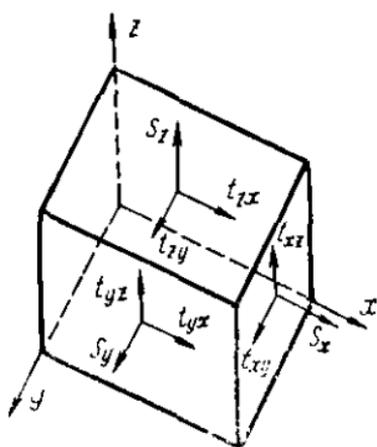


Рис. 3. Взаимно уравновешенные напряжения, действующие на грани параллелепипеда

Чтобы выбранный нами параллелепипед (рис. 3) находился в равновесии и не вращался, необходимо равенство моментов относительно координатных осей. Поэтому $t_{xy} = t_{yx}$, $t_{yz} = t_{zy}$ и $t_{xz} = t_{zx}$ (закон парности касательных напряжений). Следовательно, записанный выше тензор содержит фактически не девять, а шесть независимых напряжений. С их помощью можно охарактеризовать любое сложное напряженное состояние. Тензор позволяет определять величину нормальных и касательных напряжений в любой площадке, проходящей через данную точку тела, если известны ее направляющие косинусы¹ относительно выбранных координатных осей.

Направление этих осей определяет величину напряжений в таблице тензора. В теории упругости и пластичности доказывается, что при любом напряженном состоянии через каждую точку тела можно провести по меньшей мере три взаимно перпендикулярные площадки, на которых касательные напряжения нулевые и, следовательно, действуют только нормальные напряжения. Такие площадки и направления нормалей к ним называются *главными площадками* и *главными направлениями* (осями) напряжений, а действующие на этих площадках напряжения — *главными нормальными напряжениями*.

¹ Направляющий косинус — косинус угла между площадкой и соответствующей осью координат.

При механических испытаниях главные направления напряжений обычно заранее известны и их можно выбрать в качестве координатных осей. Тогда тензор напряжений упрощается и принимает вид:

$$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}. \quad (3)$$

где S_1 — наибольшее главное нормальное напряжение, S_3 — наименьшее, S_2 — среднее.

Например, если главные напряжения равны -14 (сжимающее), $+6$ (растягивающее) и -27 (сжимающее), то $S_1 = +6$, $S_2 = -14$, $S_3 = -27$.

При таком упрощенном тензоре напряжений расчет нормальных и касательных напряжений в заданной площадке с направляющими косинусами a_x , a_y , a_z проводят по следующим формулам:

$$S = a_x^2 S_1 + a_y^2 S_2 + a_z^2 S_3; \quad (4)$$

$$t_2 = a_x^2 S_1^2 + a_y^2 S_2^2 + a_z^2 S_3^2 - (a_x^2 S_1 + a_y^2 S_2 + a_z^2 S_3)^2. \quad (5)$$

При любом напряженном состоянии максимальные касательные напряжения действуют на площадках, расположенных под углом 45° к главным осям, а их величина равна полуразности соответствующих главных нормальных напряжений:

$$t_{\max} = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2}. \quad (6)$$

Главные касательные напряжения, действующие на трех взаимно перпендикулярных площадках, расположенных под углом 45° к главным осям, рассчитывают по формулам:

$$t_1 = \frac{S_2 - S_3}{2}; \quad t_2 = \frac{S_1 - S_3}{2}; \quad t_3 = \frac{S_1 - S_2}{2}. \quad (7)$$

2. ДЕФОРМАЦИИ

Под действием напряжений все материалы деформируются, т. е. изменяют форму и размеры. Деформации, исчезающие после снятия напряжения, называют *упругими*, а сохраняющиеся после прекращения действия внешних напряжений — *остаточными*. Остаточная де-

формация, происходящая без разрушения, называется *пластической*.

По результатам механических испытаний оценивают различные характеристики упругой, а чаще — остаточной деформации. Наиболее широко используют следующие характеристики деформации: удлинение (укорочение), сдвиг и сужение (уширение) образцов.

Увеличение длины образца в результате деформации обычно характеризуют относительным удлинением

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} 100\% = \frac{\Delta l}{l_0} 100\%, \quad (8)$$

где l_0 — начальная длина;

l_k — конечная длина;

Δl — абсолютное удлинение (рис. 4, а).

Величина δ является условной характеристикой, поскольку деформация с самого начала развивается на непрерывно изменяющейся длине l и отношение $\Delta l/l_0$ лишено физического смысла.

Допустим, образец длиной $l_0 = 10$ мм удлинится на 1 мм, а затем — с 11 до 12 мм,

тогда в первом случае $\delta = \frac{11-10}{10} 100 = 10\%$, а во втором

при том же $\Delta l = 1$ мм величина $\delta = \frac{12-11}{11} 100 = 9,1\%$.

Очевидно, суммарное истинное удлинение $\left(\frac{1}{10} + \frac{1}{11} + \frac{1}{12} + \dots \right) \cdot 100\%$ меньше условного. Это истинное относительное удлинение

$$e = \int_{l_0}^{l_k} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_k}{l_0}. \quad (9)$$

Удлинение и укорочение образца обычно происходят под действием нормальных напряжений. Касательные напряжения вызывают сдвиговые деформации, которые оценивают по углу сдвига α (в радианах) или по величине относительного сдвига $g = tg\alpha$ (рис. 4, б).

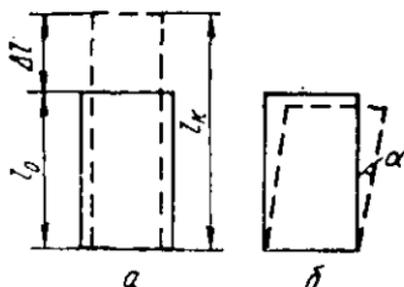


Рис. 4. Удлинение (а) и сдвиг (б) при деформации

Относительные удлинения и сдвиги (e и g) — фундаментальные характеристики деформации, которые используются в теориях упругости и пластичности. Совокупность удлинений и сдвигов — тензор деформации — по аналогии с тензором напряжений характеризует любое деформированное состояние в данной точке и позволяет определять e в любом направлении и g в любой плоскости. В случае, если три главных направления деформации (в которых сдвиги равны нулю) заранее известны и их можно совместить с координатными осями, тензор деформации характеризуется совокупностью трех удлинений:

$$(g) = \begin{pmatrix} e_1 & 0 & 0 \\ 0 & e_2 & 0 \\ 0 & 0 & e_3 \end{pmatrix}. \quad (10)$$

где e_1 — наибольшее удлинение;
 e_3 — наименьшее удлинение.

Третьей широко используемой характеристикой деформации является относительное сужение

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} 100\%, \quad (11)$$

где F_0 — начальная площадь поперечного сечения образца;

F_k — конечная.

Как и δ , это условная характеристика деформации, ибо площадь сечения непрерывно меняется в процессе испытания.

Между e , δ и ψ существует функциональная связь в области равномерной деформации, т. е. пока величина относительных изменений формы и размеров во всех точках рабочей части образца одинакова. Эта связь следует из условия постоянства объема при пластической деформации¹:

$$F_0 l_0 = F_k l_k \quad \text{или} \quad \frac{l_k}{l_0} = \frac{F_0}{F_k}.$$

¹ В первом приближении изменение объема металлов может происходить только при упругой деформации. В действительности объем несколько меняется и в процессе пластической деформации, например вследствие появления несплошностей, протекания фазовых превращений.

Относительное сужение

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \approx 1 - \frac{F_k}{F_0},$$

следовательно:

$$\frac{F_0}{F_k} = \frac{1}{1 - \psi} \quad \text{и} \quad \frac{l_k}{l_0} = \frac{1}{1 - \psi}.$$

Отсюда

$$\epsilon = \ln \frac{l_k}{l_0} = \ln \frac{F_0}{F_k} = \ln \frac{1}{1 - \psi} = \ln (1 + \delta). \quad (12)$$

Помимо трех описанных характеристик деформации, используют и другие, более частные. Например, величину деформации при испытании на изгиб можно оценивать по стреле прогиба, а на кручение — по углу скручивания и т. д. Эти характеристики деформации будут рассмотрены при анализе конкретных видов испытаний.

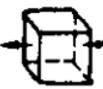
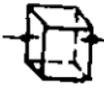
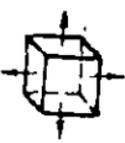
3. СХЕМЫ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ

Результаты механических испытаний в значительной мере определяются схемой напряженного состояния, которая задается в образце условиями его нагружения. Один и тот же материал может проявлять резко различные характеристики прочности и пластичности, если его испытывать при разных схемах напряженного состояния. Всего таких схем существует восемь. Они приведены в табл. 1 вместе с соответствующими тензорами напряжений и примерами реализации в различных испытаниях и условиях эксплуатации.

Приведенные в табл. 1 схемы применимы, строго говоря, лишь в области упругой и равномерной деформации. В процессе реальных испытаний, особенно после начала сосредоточенной пластической деформации, эти схемы могут значительно измениться.

Схема напряженного состояния влияет на механические свойства и особенно на характеристики деформации (пластичности) через соотношение сжимающих и растягивающих напряжений. Сжимающие напряжения в большей мере способствуют проявлению пластичности, чем растягивающие (в условиях гидростатического сжатия разрушения вообще не происходит). Поэтому чем больше роль сжимающих напряжений в схеме напряженного

Схемы напряженных состояний (по Я. Б. Фридману)

Напряженное состояние	Схема напряженного состояния	Тензор напряжений	Примеры реализации
Линейные	Одноосное растяжение	 $(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_1 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0$	Испытание на растяжение образцов без надреза (до образования шейки)
	Одноосное сжатие	 $(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_3 < 0$	Испытания на сжатие (при отсутствии трения на торцовых поверхностях)
Плоские	Двухосное растяжение	 $(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_1 & 0 \\ 0 & 0 & S_2 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, S_2 > 0$	Изгиб широкого образца ($S_1 \approx 4S_2$). Тонкостенный цилиндр, подвергаемый внутреннему давлению и осевому растяжению
	Двухосное сжатие	 $(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_2 < 0, S_3 < 0$	Кольцевое сжатие образцов по боковой поверхности ($S_2 = S_3$)

Напряженное состояние	Схема напряженного состояния	Тензор напряжений	Примеры реализации
Плоские	Разноименное плоское напряженное состояние	 $(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_1 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, S_2 < 0$	Кручение цилиндрического стержня ($S_1 = -S_2$)
Объемные	Трехосное растяжение	 $(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, S_2 > 0, S_3 > 0$	Гидростатическое растяжение в центре нагреваемого шара ($S_1 = S_2 = S_3$). Растяжение цилиндрического образца с надрезом (в центральных зонах, где $S_1 > S_2, S_2 \approx S_3$)
Объемные	Трехосное сжатие	 $(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 < 0, S_2 < 0, S_3 < 0$	Гидростатическое сжатие. Испытания на твердость вдавливанием индентора
Объемные	Разноименное объемное напряженное состояние	 $(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, S_2 < 0, S_3 < 0$	Растяжение образца с шейкой под гидростатическим давлением

состояния, тем она считается «мягче», так как при ее реализации деформационная способность материала больше.

Для количественной оценки «мягкости» схемы напряженного состояния Я. Б. Фридман предложил рассчитывать специальный коэффициент мягкости

$$\alpha = \frac{t_{\max}}{S_{\max}^n}, \quad (13)$$

где t_{\max} — максимальное касательное напряжение — см. формулу (6);

S_{\max}^n — наибольшее приведенное главное нормальное напряжение.

По второй теории прочности

$$S_{\max}^n = S_1 - \nu (S_2 + S_3),$$

где ν — коэффициент Пуассона.

Тогда
$$\alpha = \frac{S_1 - S_3}{2 S_1 - 2 \nu (S_2 + S_3)}. \quad (14)$$

У многих металлов коэффициент Пуассона примерно одинаков — $\nu \approx 0,25$, и величину α можно рассчитывать по уравнению

$$\alpha = \frac{S_1 - S_3}{2 S_1 - 0,5 (S_2 + S_3)}. \quad (15)$$

Смысл того, почему отношение t_{\max}/S_{\max}^n должно характеризовать «мягкость» схемы напряженного состояния, сводится к следующему. Величина t_{\max} определяет легкость начала пластической деформации, а S_{\max}^n — хрупкого отрыва. Если $t_{\max} > S_{\max}^n$, то при нагружении образца, прежде чем произойдет хрупкое разрушение, начнется пластическая деформация и хрупкий отрыв будет предотвращен. Если же $t_{\max} < S_{\max}^n$, то разрушение может произойти до появления пластической деформации. Поэтому чем больше t_{\max} и меньше S_{\max}^n (т. е. больше α), тем более благоприятны условия для развития пластической деформации.

В то же время, как следует из формулы (14), величина α определяется соотношением сжимающих и растягивающих напряжений. В табл. 2 приведены значения коэффициента мягкости для испытаний нескольких видов с различными схемами напряженного состояния.

Коэффициент мягкости α при испытаниях различных видов

Вид испытания	Главные нормальные напряжения			α
	S_1	S_2	S_3	
Трехосное растяжение	S	S	S	0
Одноосное растяжение	S	0	0	0,5
Кручение	S	0	$-S$	0,8
Одноосное сжатие	0	0	$-S$	2
Трехосное сжатие	$-S$	$-\frac{7}{3}S$	$-\frac{7}{3}S$	4

В условиях трехосного растяжения, когда сжимающих напряжений в схеме напряженного состояния нет, $\alpha=0$. Эта схема отличается максимальной «жесткостью», т. е. способность материала деформироваться в таких условиях минимальна. Наоборот, при гидростатическом сжатии материал должен проявить максимальную пластичность — здесь $\alpha=4$. Поэтому некоторые металлы и сплавы, отличающиеся хрупкостью при малых значениях α (например, серый чугун, закаленная сталь, интерметаллиды), могут деформироваться и безопасно служить в условиях более мягких схем напряженного состояния.

Следует подчеркнуть, что абсолютные значения коэффициента мягкости не позволяют количественно оценивать характеристики деформации (δ , ψ и др). Величина α может и должна использоваться лишь для сравнительной оценки «мягкости» различных испытаний.

4. КЛАССИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Помимо схем напряженного состояния, механические испытания различаются по способу нагружения и характеру его изменения во времени.

Используют два способа нагружения образца: 1) путем его деформации с заданной скоростью и измерением сил сопротивления образца этой деформации и 2) подачей постоянной нагрузки на образец с измерением возникающей при этом деформации.

Наиболее распространен первый способ, обеспечивающий возможность непрерывного измерения и записи силы сопротивления образца деформированию. Он исполь-

зуется практически во всех разновидностях статических испытаний.

Важнейшие примеры применения второго способа нагружения — испытания на ползучесть и длительную прочность.

По характеру изменения во времени нагрузки подразделяют на статические, динамические и циклические. Статические нагрузки характеризуются относительно медленным возрастанием от нуля до некоторой максимальной величины (обычно секунды — минуты). При динамическом нагружении это возрастание происходит за очень короткий промежуток времени (доли секунды). Циклические нагрузки характеризуются многократными изменениями по направлению и (или) по величине.

В соответствии с характером действующих нагрузок различают статические, динамические и усталостные испытания.

Статические испытания отличаются плавным, относительно медленным изменением нагрузки образца и малой скоростью его деформации, а также такой малой величиной ускорения движущихся частей машины, что возникающими в них силами инерции можно пренебречь. При статических испытаниях можно методом простого статического равновесия с достаточной точностью определять усилия и деформации, а также величины работы деформации в любой момент испытания.

Наиболее важны следующие разновидности статических испытаний, отличающиеся схемой приложения нагрузок к образцу (т. е. схемой напряженного состояния): одноосное растяжение, одноосное сжатие (в дальнейшем — просто растяжение, сжатие), изгиб, кручение, растяжение и изгиб образцов с надрезом и трещиной (плоские и объемные схемы напряженного состояния).

Динамические испытания характеризуются приложением к образцу нагрузок с резким изменением их величины и большой скоростью деформации. Длительность всего испытания не превышает сотых—тысячных долей секунды. Динамическую нагрузку создают ударом по образцу свободно падающей тяжелой массы. В результате в отдельных частях образца и испытательной машины возникают значительные силы инерции. Поэтому для измерения усилий метод статического равновесия здесь использовать нельзя. В результате динамических испытаний определяют величину полной или удельной

работы динамической деформации, а также величину остаточной деформации образца (абсолютной или относительной). Данных о величине напряжений и деформаций в процессе этих испытаний обычно не получают, хотя в принципе это возможно. Динамические испытания чаще всего проводят по схеме изгиба.

Для испытаний на усталость характерно многократное приложение к образцу изменяющихся нагрузок. Такие испытания обычно весьма длительны (часы — сотни часов). По результатам усталостных испытаний определяют число циклов до разрушения при разных значениях напряжений, а в конечном итоге — то предельное напряжение, которое образец выдерживает без разрушения в течение определенного числа циклов нагружения. При усталостных испытаниях используют различные схемы приложения нагрузок к образцу: изгиб, растяжение — сжатие, кручение.

Помимо рассмотренных статических, динамических и усталостных, различают еще две большие специфические группы испытаний. Первая из них — это испытания на твердость, в которых оценивают различные характеристики сопротивления деформации или, реже, разрушению поверхностных слоев образца при взаимодействии их с другим телом — индентором (от английского indentation — вдавливание). Большинство разновидностей испытаний на твердость — статическое.

Вторая группа — испытания на ползучесть и длительную прочность. Их обычно проводят при повышенных температурах для оценки характеристик жаропрочности. Образцы здесь в течение всего испытания находятся под постоянным напряжением. При испытании на ползучесть измеряют величину деформации в функции времени при разных напряжениях на образце, а в результате испытаний на длительную прочность оценивают время до разрушения под действием различных напряжений.

Существует еще ряд методов и разновидностей механических испытаний, которые используют на практике в более ограниченных масштабах. Эти испытания в книге рассматриваться не будут.

Как видно, методы проведения испытаний весьма разнообразны. К тому же они проводятся при разных температурах, начиная от очень низких отрицательных и кончая температурами в интервале плавления, в разных

средах и т. д. Все это вполне естественно, ибо отражает разнообразие условий эксплуатации и обработки металлов и сплавов, которые в конечном итоге пытаются моделировать испытаниями.

5. УСЛОВИЯ ПОДОБИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Большинство характеристик механических свойств металлов и сплавов не является их физическими константами. Они в сильной степени зависят от условий проведения испытания. Поэтому нельзя судить о свойствах металлических материалов по данным механических испытаний, которые проводятся разными исследователями по разным методикам. Необходимо выполнение определенных условий проведения испытаний, которые бы обеспечили постоянство результатов при многократном повторении испытаний, так чтобы эти результаты в максимальной степени отражали свойства материала, а не влияние условий испытания. Кроме того, соблюдение этих правил должно гарантировать сопоставимость результатов испытаний, проведенных в разное время, в разных лабораториях, на различном оборудовании, образцах и т. д. Условия, обеспечивающие такое постоянство и сопоставимость результатов, называются условиями подобия механических испытаний.

Для соблюдения условий подобия образцы следует подвергать испытаниям при одинаковой схеме напряженного состояния и в одинаковых физических условиях. Отсюда следует необходимость соблюдения трех видов подобия:

- 1) геометрического (форма и размеры образца);
- 2) механического (схема и скорость приложения нагрузок);
- 3) физического (внешние физические условия).

Условие геометрического подобия сводится к тому, что испытываемые образцы должны иметь геометрически подобную форму. Например, два образца на рис. 5 геометрически подобны, если они имеют качественно одинаковую конфигурацию, а отношения любых двух соответственных размеров каждого из них равны

$$\left(\frac{d_1}{D_1} = \frac{d_2}{D_2}, \quad \frac{l_1}{d_1} = \frac{l_2}{d_2} \text{ и т. д.} \right).$$

Форма и размеры образца влияют на результаты испытания через схему напряженного состояния, которая за-

висит от формы тела и определенного расположения точек приложения нагрузок.

Естественно, что еще большее влияние на напряженное состояние в образце оказывает схема приложения нагрузок. В общем виде механическое подобие заключается в том, чтобы в сходственных сечениях рабочей части образцов возникали тождественное напряженное состояние и одинаковая относительная деформация. Если можно пренебречь влиянием скорости деформации, то условие механического подобия сведется к тому, что все прилагаемые к образцу внешние силы должны быть подобно направлены и приложены в соответственных

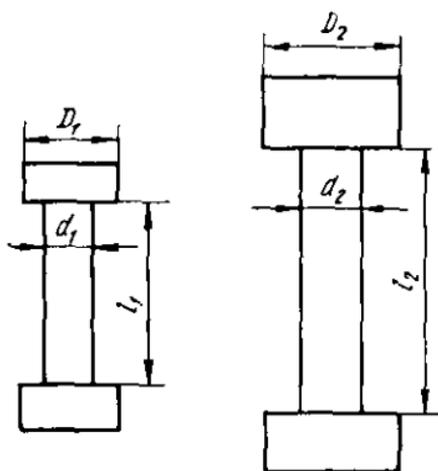


Рис. 5. Геометрически подобные образцы

его точках. При больших скоростях деформации соблюдение механического подобия в разных по размеру образцах усложняется. Следует отметить, что сформулированные условия геометрического и механического подобия обеспечивают тождество напряженных состояний и относительных деформаций не во всех случаях. Отклонения наблюдаются, в частности, при хрупком разрушении, при очень больших различиях в абсолютных размерах образцов («масштабный фактор») и в ряде других случаев, каждый из которых имеет свое объяснение. Например, влияние масштабного фактора можно объяснить на основе статистических теорий прочности. Снижение механических свойств при увеличении размеров образцов связывают с увеличением вероятности существования опасных поверхностных и внутренних дефектов — концентраторов напряжений, вызывающих преждевременную деформацию и разрушение.

Необходимость физического подобия для получения воспроизводимых и сопоставимых результатов испытаний совершенно очевидна и не требует специальных разъяснений.

Когда необходимо получение сопоставимых данных по свойствам разных материалов, соблюдение физического подобия усложняется. Например, сравнение меха-

нических свойств разных металлов и сплавов при одной температуре может быть при решении определенных задач лишено физического смысла. Механические свойства, в частности прочностные, связаны с температурой начала плавления металла или сплава: при прочих равных условиях чем выше эта температура, тем выше прочностные характеристики при заданной температуре испытания. Поэтому сопоставление свойств разных металлических материалов более правильно проводить при одинаковых гомологических температурах, т. е. одинаковых отношениях абсолютных температур испытания и плавления (в К) : $T_{\text{исп}}/T_{\text{пл}}$.

Для получения сопоставимых результатов и правильного их анализа, кроме соблюдения трех перечисленных условий подобия, большое значение имеет методика изготовления образцов для испытаний. В каждом случае она должна быть четко оговорена. Один и тот же материал в зависимости от условий его получения (скорости кристаллизации при литье, степени обжатия при прокатке и т. д.) может обладать резко различными свойствами. Поэтому для получения сравнимых данных всегда необходимо соблюдать идентичность режимов (а не только методов) получения и обработки заготовок для образцов, изготавливать их (например, на станках) по одной технологии.

Способ изготовления образца должен быть таким, чтобы в последнем создавалась структура, идентичная структуре соответствующей детали. При изготовлении образцов заданной формы нужно использовать такие методы обработки, которые не меняют свойств металла, присущих ему в заготовке или изделии. Поэтому образцы в процессе изготовления нельзя нагревать значительно выше комнатной температуры, подвергать сколь-либо значительным пластическим деформациям (наклеп) и т. д.

Большое значение имеет качество поверхности образцов. Поверхностные дефекты (царапины, риски) служат концентраторами напряжений и снижают характеристики прочности и пластичности.

Важность соблюдения условий подобия при проведении механических испытаний наглядно демонстрируется стандартизацией их методики в государственном, а некоторых испытаний и в международном, масштабе. В СССР имеются ГОСТы на большинство наиболее рас-

пространенных испытаний. В них с учетом всех условий подобия унифицированы формы и размеры образцов, качество их изготовления, основные методические приемы испытания, а также требования к применяемой аппаратуре, точности замера напряжений и деформаций, температуры и т. д.

6. СТАТИСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Структура реальных металлов и сплавов и распределение ее дефектов неодинаковы даже в пределах одного образца. Поэтому механические свойства, определяемые этой структурой и дефектами, строго говоря, различны для разных объемов одного образца. В результате те характеристики механических свойств, которые мы должны оценивать при испытаниях, являются среднестатистическими величинами, дающими суммарную, математически наиболее вероятную характеристику всего объема образца, который принимает участие в испытании. Даже при абсолютно точном замере механических свойств они будут неодинаковы у разных образцов из одного и того же материала. Инструментальные (систематические и случайные) ошибки определения характеристик свойств, связанные с измерением нагрузок, деформаций, размеров и т. д., еще более увеличивают разброс экспериментальных результатов. Задачи статистической обработки результатов механических испытаний — оценка среднего значения свойства и ошибки в определении этого среднего, а также выбор минимально необходимого числа образцов (или замеров) для оценки среднего с заданной точностью.

Эти задачи являются стандартными для статистической обработки результатов любых измерений и подробно рассмотрены в различных руководствах. Здесь будут даны лишь некоторые элементы обработки, необходимые практически при любых испытаниях. Специфические особенности обработки результатов длительных высокотемпературных и усталостных испытаний рассмотрены ниже в соответствующих главах.

Совокупность значений механических свойств обычно хорошо подчиняется нормальному закону распределения. Поэтому среднее значение \bar{x} какого-либо свойства по результатам n измерений в большинстве случаев рассчитывают как среднее арифметическое:

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i. \quad (16)$$

Прежде чем определять среднее значение, рекомендуется проверить совокупность полученных значений на присутствие резко выделяющихся результатов испытаний. Они обычно являются следствием какой-либо грубой ошибки в измерениях или наличия крупных дефектов в образце. Такие результаты следует исключить из дальнейших рассмотрений. Чем ближе друг к другу отдельные значения измерений x_i , тем выше точность, меньше рассеяние — ошибка в определении среднего \bar{x} . Для оценки ошибки отдельных измерений определяют их отклонение от среднего в виде дисперсии:

$$s^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \quad (17)$$

или среднего квадратичного отклонения (стандартного отклонения)

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n-1}}. \quad (18)$$

Важной характеристикой точности измерений является также относительная величина среднего квадратичного отклонения — коэффициент вариации

$$W = \frac{s}{\bar{x}} 100\%. \quad (19)$$

Однако все перечисленные характеристики ошибок измерений еще ничего не говорят о надежности полученных результатов. Наиболее точную оценку величины ошибок дает *доверительный интервал* в сочетании с *доверительной вероятностью*.

Обозначим истинную величину измеряемого свойства через x , погрешность ее измерения через Δx , среднее арифметическое значение, которое мы получим по результатам испытаний, \bar{x} . Предположим теперь, что вероятность отличия \bar{x} от x на величину, не большую чем Δx , равна α :

$$P(-\Delta x < x - \bar{x} < \Delta x) = \alpha.$$

Вероятность α называется доверительной вероятностью, а интервал значений от $x - \Delta x$ до $x + \Delta x$ — доверительным интервалом.

Уровни доверительной вероятности обычно принимают равными 0,9; 0,95 или 0,99. Величина доверительного интервала определяется средним значением \bar{x} , средним квадратичным отклонением s и критерием Стьюдента t , который зависит от выбранной доверительной вероятности α и числа измерений n :

$$\text{от } \bar{x} + \frac{s}{\sqrt{n}} t \text{ до } \bar{x} - \frac{s}{\sqrt{n}} t.$$

Среднее значение свойства можно определять по разному числу измерений. Естественно, что наше среднее будет тем ближе к истинному значению определяемой величины, чем больше будет число замеров n . Однако практически увеличивать n невыгодно и стремятся получить среднее с определенной точностью при минимальном n .

Один из методов определения достоверного среднего при минимальном n базируется на априорном задании возможного разброса \bar{x} в пределах доверительного интервала.

Допустим для примера, что за достоверное среднее значение числа твердости мы считаем нужным принять такую его величину, которая с доверительной вероятностью $\alpha = 0,99$ не будет отклоняться от \bar{x} больше чем на 5 кгс/мм² (последнюю величину выбирают, исходя из точности используемого метода). Определив s по ряду измерений n и постепенно увеличивая их число, с помощью специальных таблиц находим такое n при котором

$$t \frac{s}{\sqrt{n}} \leq 5 \text{ кгс/мм}^2.$$

Если из предварительных экспериментов известны характеристики точности используемого метода испытаний применительно к испытываемому материалу, то минимально необходимое число экспериментов можно определить априори по следующей формуле:

$$n = \frac{m W_m^2 K_w^2}{I_p^2} \left(1 \pm \frac{1}{\sqrt{2m}} \right)^2. \quad (20)$$

Здесь m — число испытаний в предварительных опытах;

W_m — разница между максимальным и минимальным значением результатов предварительных испытаний;

I_P — задаваемое с вероятностью P максимально допустимое отклонение среднего значения от истинного;

$$K_W = \frac{t(m-1)}{d_m \sqrt{m}},$$

где d_m — коэффициент для оценки среднего квадратичного отклонения по числу измерений m (дается в специальных таблицах).

Таким образом, степень надежности определения μ по формуле (20) зависит в основном от числа m предварительных испытаний.

При решении различных задач часто возникает необходимость сравнения какого-либо свойства разных материалов. При этом надо решить, имеется ли значимая разница между этими свойствами или их величины практически одинаковы с учетом ошибки определения и числа измерений. Иногда число измерений не учитывают, что приводит к неверным выводам. Например, считают незначимой разницу между $\bar{x}_1 = 10$ и $\bar{x}_2 = 12$, поскольку $s_{\bar{x}} > 2$. На самом деле разница между средними может быть значимой, если n было достаточно большим.

Сравнение двух средних значений можно проводить с помощью различных статистических критериев. Пусть у нас имеются два средних — \bar{x}_1 и \bar{x}_2 , определенных по результатам n_1 и n_2 измерений со средними квадратичными отклонениями s_1 и s_2 , соответственно. Если объединить все измерения в одну выборку, то среднее квадратичное отклонение единичного значения будет

$$s_m = \sqrt{\frac{(n_1 - 1) s_1^2 + (n_2 - 1) s_2^2}{(n_1 - 1) + (n_2 - 1)}}.$$

Если при использовании t -критерия Стьюдента

$$(\bar{x}_1 - \bar{x}_2) < t s_m \sqrt{\frac{n_1 + n_2}{n_1 n_2}}, \quad (21)$$

то оба ряда измерений относятся к одной генеральной совокупности и, следовательно, разница между средними значениями свойства незначима. Если же левая часть в уравнении (21) больше правой, то различия между

средними не случайны (конечно, с какой-то доверительной вероятностью α , которая определяет и значение t -критерия).

Список литературы

1. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. Изд. 2-е. М., Оборонгиз, 1952. 555 с. с ил.
2. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. М. — Л. Машгиз, 1951, 383 с. с ил.
3. Стелнов М. И. Статистическая обработка результатов механических испытаний. М., «Машиностроение», 1972. 232 с. с ил.

Глава II

УПРУГИЕ СВОЙСТВА И НЕПОЛНАЯ УПРУГОСТЬ МЕТАЛЛОВ

В процессе механического испытания образец может подвергаться упругой и пластической деформации с последующим разрушением. При этом стадию упругой деформации образцы проходят при всех без исключения видах механических испытаний.

1. ЗАКОН ГУКА И КОНСТАНТЫ УПРУГИХ СВОЙСТВ

Поведение металлов при упругой деформации описывается известным законом Гука, который определяет прямую пропорциональность между напряжением и упругой деформацией. На рис. 6 показаны начальные (уп-

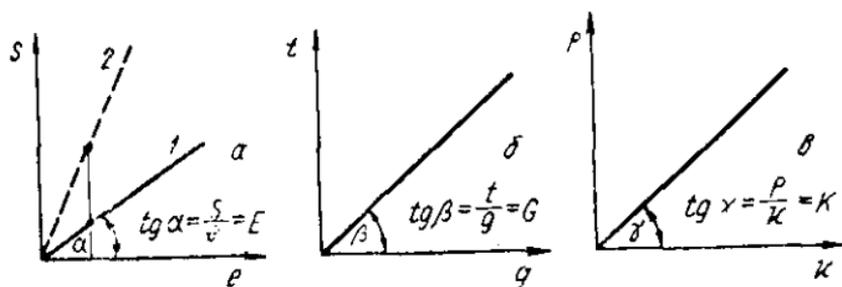


Рис. 6. Упругие участки кривых напряжение — деформация при одноосном растяжении (а), кручении (б) и гидростатическом сжатии (в)

ругие) участки кривых *напряжение — деформация* при одноосном растяжении, кручении (сдвиге) и гидростатическом сжатии. Наклон каждой из этих трех кривых, т. е. коэффициент пропорциональности, связывающий напряжение и деформацию, характеризует модуль упругости:

$$E = S/e; \quad (22)$$

$$G = t/g; \quad (23)$$

$$K = P/\kappa. \quad (24)$$

Модуль E , определяемый при растяжении, называется модулем нормальной упругости, или модулем Юнга, модуль G — модуль сдвига (касательной упругости) и K — модуль объемной упругости (P — гидростатическое давление, κ — уменьшение объема). Модули упругости определяют жесткость материала, т. е. интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации.

Механизм упругой деформации металлов состоит в обратимых смещениях атомов из положений равновесия в кристаллической решетке. Чем больше величина смещения каждого атома, тем больше упругая макродеформация всего образца. Величина этой упругой деформации в металлах не может быть большой (относительное удлинение в упругой области обычно меньше 1%), так как атомы в кристаллической решетке способны упруго смещаться лишь на небольшую долю межатомного расстояния. Физический смысл модулей упругости как раз и состоит в том, что они характеризуют сопротивляемость металлов упругой деформации, т. е. смещению атомов из положений равновесия в решетке. Если сравнивать два металла, например, с разными E (рис. 6, а, прямые 1 и 2), то для одинакового смещения атомов (равной упругой деформации) при большем E потребуются большее напряжение (прямая 2).

Выражения (22—24) характеризуют взаимосвязь между напряжениями и деформациями в одном и том же направлении. Однако при сложных схемах напряженного состояния деформация может не совпадать по направлению с напряжением. Тогда описанный элементарный закон Гука должен быть заменен обобщенным, который устанавливает линейную связь между напряжениями и деформациями в любых направлениях, т. е. между компонентами тензора напряжений и тензора деформаций.

Для изотропного тела:

$$\left. \begin{aligned} e_x &= \frac{1}{E} [S_x - \nu (S_y + S_z)]; \\ e_y &= \frac{1}{E} [S_y - \nu (S_x + S_z)]; \\ e_z &= \frac{1}{E} [S_z - \nu (S_x + S_y)]; \\ g_{xy} &= \frac{t_{xy}}{G}; \\ g_{xz} &= \frac{t_{xz}}{G}; \\ g_{yz} &= \frac{t_{yz}}{G}. \end{aligned} \right\} \quad (25)$$

Здесь ν — коэффициент Пуассона при одноосном растяжении (сжатии), характеризующий отношение поперечной относительной деформации к продольной.

Если исходный радиус образца r_0 , а длина l_0 , то после некоторой деформации они изменятся соответственно до $r_1 < r_0$ и $l_1 > l_0$. Тогда

$$\nu = \frac{(r_1 - r_0)/r_0}{(l_1 - l_0)/l_0} = \frac{\Delta r/r_0}{\Delta l/l_0}. \quad (26)$$

Отсюда

$$e_y = e_z = -\nu e_x.$$

Коэффициент Пуассона ν — четвертая важная константа упругих свойств после модулей упругости. Эти четыре константы связаны между собой:

$$E = 2G(1 + \nu); \quad (27)$$

$$E = 3K(1 - 2\nu). \quad (28)$$

Зная две из них, можно рассчитать остальные.

Обобщенный закон Гука записывается относительно просто (25) для изотропного тела. Однако металлы имеют кристаллическую структуру и являются телами анизотропными. В частности, их упругие свойства в разных кристаллографических направлениях неодинаковы. Это легко понять, если учесть хотя бы разное расстояние между соседними атомами в разных кристаллографических направлениях. Чем меньше это расстояние, тем

больше в данном направлении должен быть модуль упругости.

Анизотропия упругих свойств экспериментально просто выявляется при исследовании монокристаллов. Например, модуль нормальной упругости монокристаллов меди может колебаться в зависимости от направления их деформации от 6800 до 19500 кгс/мм². Для поликристаллических образцов, состоящих из большого числа различно ориентированных зерен, определяемые среднестатистические значения упругих констант примерно постоянны и не зависят от направления (у меди, например, $E = 12100$ кгс/мм²).

Для анизотропного тела обобщенный закон Гука существенно усложняется: он отражает прямую пропорциональность между каждым компонентом тензора деформаций и всеми шестью независимыми компонентами тензора напряжений.

Модули упругости являются важнейшими характеристиками прочности межатомной связи. Их величина зависит от всех факторов, определяющих силы межатомного взаимодействия. С повышением температуры модули упругости снижаются, но зависимость эта, как правило, относительно слабая. При легировании металлов элементами, образующими твердые растворы, модули упругости меняются линейно, причем могут и увеличиваться, и уменьшаться. Повышение модуля упругости под влиянием легирования наблюдается в тех случаях, когда силы связи растворенных атомов и атомов основного металла больше, чем в чистом металле. Если при легировании образуется вторая фаза с собственным модулем упругости, большим, чем у основы, то в этом случае модуль упругости сплава также повышается.

2. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ

Некоторые константы упругих свойств можно определить с помощью стандартных статических испытаний. В частности, по результатам испытаний на растяжение оценивают E , на кручение G . Соответствующие методики будут приведены в гл. V. Однако чаще модули упругости измеряют с использованием специальных динамических методов, отличающихся более высокой точностью, а коэффициент Пуассона находят по результатам рентгеноструктурного анализа, определяя период решетки

упруго-напряженного образца вдоль и поперек направления деформации.

Особенно хорошо разработаны динамические методы определения модуля сдвига G и модуля нормальной упругости E . Все динамические методы базируются на том, что частота колебаний исследуемого образца (резонансные методы) или скорость звука в нем (импульсные методы) зависят от констант упругости.

При использовании резонансных методов образец в виде стержня возбуждается до одной из собственных частот продольными или поперечными волнами. Длина этих волн должна быть значительно больше радиуса образца.

Тогда в момент совпадения частоты вынуждающих колебаний с собственной частотой колебаний образца в нем возникает стоячая волна. Модуль E связан с резонансной частотой $\omega_{\text{рез}}$ соотношением (для достаточно длинного стержня)

$$E = 4 \rho l \omega_{\text{рез}} \Delta, \quad (29)$$

где ρ — плотность материала образца;

l — длина образца;

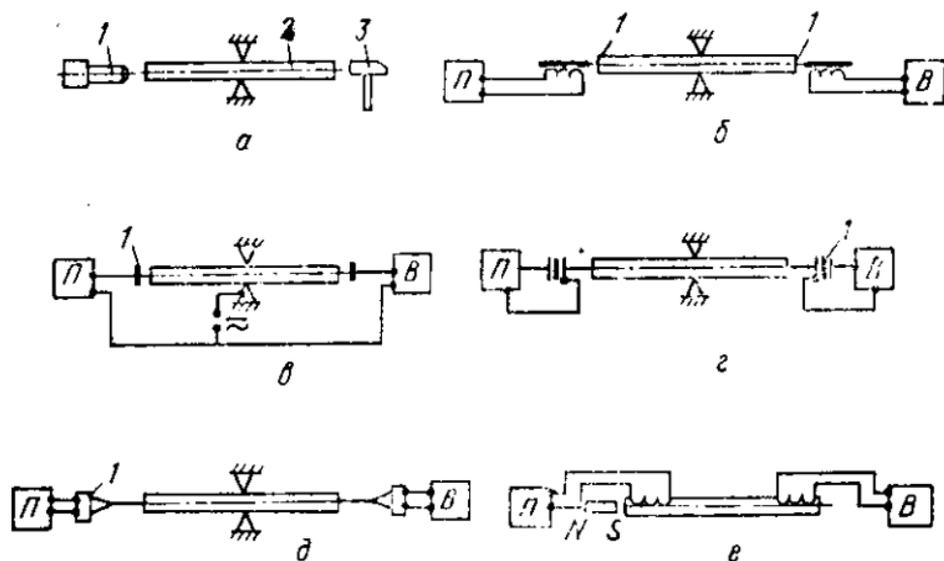


Рис. 7. Схемы способов возбуждения среднечастотных механических колебаний (Ю. В. Пилузов, В. Д. Вернер). Способ возбуждения: а — механический (1 — микроскоп; 2 — образец; 3 — молоточек); б — электромагнитный (1 — магнитная нашивка); в — емкостный (1 — обкладки конденсатора); г — пьезоэлектрический (1 — пьезокристалл); д — магнитоупругий (1 — магнитоупругий); е — вихревых токов; П — приемник; В — возбудитель

$$\Delta = 1 + \frac{1}{2} \frac{\pi^2 \nu^2 r^2}{l^2};$$

r — радиус образца;
 ν — коэффициент Пуассона.

Возбуждение механических колебаний частотой 10^2 — 10^5 Гц в образцах может производиться различными способами (рис. 7). Частоту колебаний, в том числе и резонансную, можно определить с помощью осциллографа.

На рис. 8 в качестве примера приведена схема одной

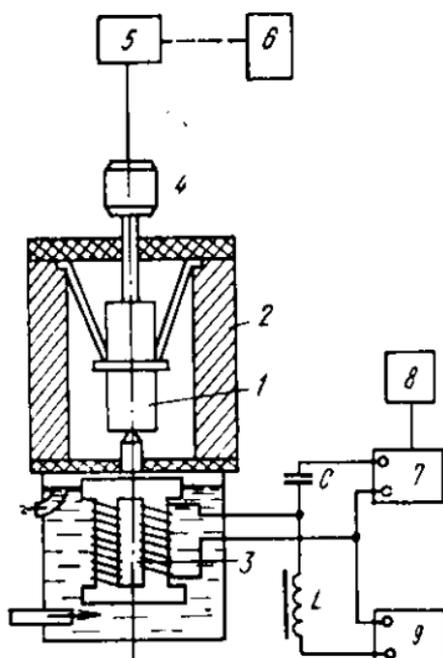


Рис. 8. Схема резонансной установки для определения модуля нормальной упругости (Л. М. Мушкин)

из установок для определения модуля нормальной упругости. Образец 1 размещается вертикально в печи 2, что позволяет проводить испытания при повышенных температурах. Образец соединяется с магнитострикционным вибратором 3, находящимся в баке с проточной водой. Колебания образца передаются пьезоэлектрическому датчику 4, напряжение от которого подается на усилитель 5, а затем на осциллограф 6. Изменяя частоту колебаний вибратора с помощью генератора 8, через усилитель мощности 7 по осциллографу точно устанавливают резонансный режим.

Источник постоянного тока 9 служит для питания усилителя мощности 7.

Для определения модуля сдвига G используется крутильный маятник (см. ниже рис. 14). Частота его колебаний связана с модулем G :

$$\omega = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{\pi r^4 G}{2Il}}, \quad (30)$$

где r — радиус образца;
 l — его длина;
 I — момент инерции груза.

Экспериментальное определение модуля сдвига проводят на тех же установках, что и определение внутреннего трения.

В импульсных методах определения констант упругости используют частоты порядка мегагерц. Применение этих методов основано на зависимости скорости звука (v) от констант упругости среды, в которой он распространяется:

$$v_{\text{прод}} = \sqrt{\frac{E}{\rho} \cdot \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}}, \quad (31)$$

$$v_{\text{попер}} = \sqrt{\frac{G}{\rho}}.$$

Таким образом, определяя скорости распространения продольных и поперечных звуковых волн в образце, диаметр которого намного больше длины волны, можно найти модули упругости материала образца. Для подачи ультразвуковых импульсов используют ультразвуковые генераторы, а для измерения $v_{\text{прод}}$ и $v_{\text{попер}}$ — пьезокристалл кварца, связанный через усилители с электронным осциллографом.

3. НЕПОЛНАЯ УПРУГОСТЬ МЕТАЛЛОВ И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ

В области упругой деформации, где действует закон Гука, у металлов и сплавов наблюдается ряд отклонений от чисто упругого поведения. Некоторые из этих отклонений известны уже очень давно, однако природа неполной упругости металлов вскрыта лишь в последние десятилетия.

Одним из известных проявлений неполной упругости металлов является эффект Баушингера. Он заключается в том, что при повторном нагружении пластически слабдеформированного образца в обратном направлении его сопротивление малым пластическим деформациям снижается. Допустим мы растянули образец на 1–2% (до точки a на рис. 9). Теперь снимем нагрузку и будем подвергать его сжатию. Кривая напряжение — деформация ($o'ec$) будет лежать ниже соответствующей кривой ($o'b$), которую мы получили бы при повторном растяжении. Если точка b соответствует здесь началу пластической деформации, то отрезок $bc = \delta_b$ представляет так называемую баушингеровскую деформацию, которая

является одной из основных количественных характеристик эффекта Баушингера.

Процесс, определяющий этот эффект, состоит в обратном движении дислокаций, порожденных различными источниками при первоначальном растяжении. На начальных стадиях деформации постепенно растущее число генерируемых дислокационных петель движется отно-



Рис. 9. Схема эффекта Баушингера

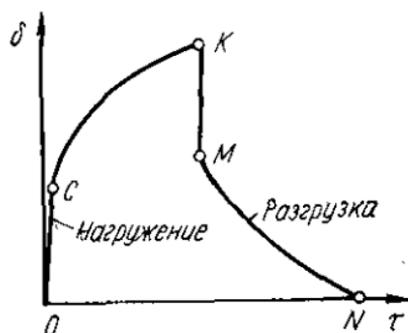


Рис. 10. Схема упругого последствия

нительно легко и на значительные расстояния вплоть до остановки у каких-либо барьеров. Возникающая дислокационная структура достаточно стабильна и мало меняется в результате разгрузки. Поэтому при повторном растяжении сопротивление деформированию либо несколько возрастает, либо практически не меняется по сравнению с первоначальным. При изменении же знака напряжения дислокации вынуждены двигаться обратно по направлению к источникам. В результате перемещения дислокаций появляется дополнительная баушингеровская деформация.

После значительной предварительной пластической деформации перераспределение дислокаций при обратном нагружении затрудняется и баушингеровская деформация приближается к нулю.

Особенно большое практическое значение имеет эффект Баушингера при эксплуатации и испытаниях в условиях циклического нагружения.

К важным проявлениям неполной упругости металлов относится упругое последствие. Оно свидетельствует о том, что не вся обратимая деформация металла является чисто упругой. Возьмем образец и создадим в нем напряжение в пределах упругого участка кривой на-

пряжение — деформация. После разгрузки такой образец будет иметь те же размеры, что и до нагружения. Проследим, однако, как будет изменяться его удлинение во времени под действием приложенного напряжения и после разгрузки. Соответствующая диаграмма представлена на рис. 10. Оказывается, что наш образец деформируется чисто упруго, т. е. со скоростью, близкой к скорости звука, лишь на величину OC , а затем удлиняется гораздо медленнее, по закону, близкому к параболическому. После разгрузки в точке K происходит очень быстрое снятие чисто упругой деформации ($KM \approx OC$), а затем — относительно медленное — остальной деформации. В конце концов $\delta=0$ (в точке N), образец имеет исходные размеры, однако ясно, что далеко не вся обратимая деформация является чисто упругой.

Механизм упругого последействия может быть связан с перемещением точечных дефектов, например в металлах с о.д.к. решеткой — атомов примесей внедрения. До нагружения эти атомы располагаются в междоузлиях, например на середине ребер кубической решетки, статистически равномерно (рис. 11,а). Под действием напряжения происходит постепенное перераспределение примесных атомов — они стремятся занять междоузлия на ребрах вдоль оси нагружения (рис. 11,б), где они вызывают наименьшие искажения решетки. В результате решетка и весь образец остаются удлиняться вдоль направления действия нагрузки. Причем происходит это не мгновенно. Поскольку переход примесных атомов в новое положение требует диффузионных перескоков, он продолжается достаточно длительное время. После разгрузки происходит обратное перераспределение примесных атомов, и образец принимает исходные размеры (участок MN , рис. 10).

Скорость упругого последействия, а также его величина зависят от структуры материала и условий его испытания. Увеличение гетерогенности структуры, неоднородность пластической деформации, облегчение ее под воздействием различных факторов усиливают эффект упругого последействия. Например, повышение температуры резко увеличивает скорость последействия (в цинке — на 50% при повышении температуры на 15°C).

Таким образом, в металлах еще до начала макропластической деформации, на упругом участке кривой напряжение — деформация, возможны неупругие явле-

ния, такие как движение дислокаций, точечных дефектов, перемещение атомов в области границ зерен и т. д. Эти явления, сопровождающиеся местными пластическими деформациями, наблюдаются при весьма низких напряжениях и имеют важное практическое значение.

Неупругие эффекты служат причинами *внутреннего трения, характеризующего необратимые потери энергии внутри металла*. Линии диаграммы напряжение — деформация при нагрузке и разгрузке из-за неполной упругости металлов не совпадают (рис. 12), а образуют

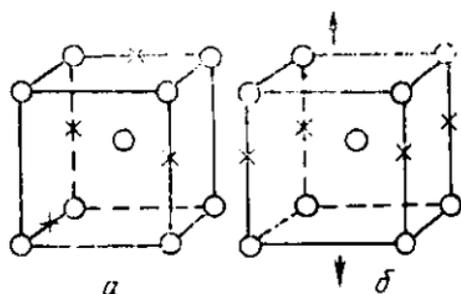


Рис. 11. Перераспределение атомов примеси внедрения в о. ц. к. металле под действием напряжения до нагружения (а) и после нагружения (б)

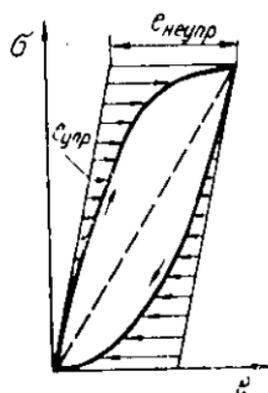


Рис. 12. Образование петли гистерезиса в результате неупругих явлений

петлю гистерезиса. Ее площадь и характеризует энергию, рассеянную за один цикл нагружения.

Внутреннему трению в последние годы уделяется большое внимание. Это связано с большим практическим значением способности металлических материалов к рассеиванию энергии при нагружении в упругой области. Знание величины внутреннего трения необходимо для грамотного выбора материала, работающего в определенных условиях. Например, демпфирующие материалы для разного рода амортизаторов, способные быстро гасить колебания, должны обладать высоким внутренним трением. Наоборот, многие детали измерительных приборов не должны рассеивать упругую энергию, чтобы обеспечить малую инерционность и высокую точность измерений. Такие детали должны изготавливаться из материалов с малым внутренним трением.

Не меньший интерес вызывает внутреннее трение как метод исследования тонкой структуры металлов и сплавов. Особенно ценную информацию этот метод дает о концентрации и подвижности точечных дефектов, дислокационной структуре, кинетике начальных стадий старения, в том числе деформационного и т. д.

Для экспериментальной оценки величины внутреннего трения необходимо знать связь между напряжением и деформацией при нагружении и разгрузке (см. рис. 12). В принципе эту связь можно найти в результате простых статических испытаний. Однако из-за малых абсолютных значений деформаций в упругой области сделать это с достаточной точностью довольно сложно. Поэтому на практике обычно используют динамические методы с периодическим изменением нагрузки, например по синусоидальному закону. Такому изменению нагрузки будет соответствовать и периодическое изменение деформации, но из-за явления неупругости деформация неизбежно будет отставать от напряжения по фазе на какой-то угол φ . Величина $\operatorname{tg} \varphi$ — одна из характеристик рассеяния энергии колебаний, т. е. внутреннего трения. Другую характеристику можно получить, оценив площадь петли. Эта площадь пропорциональна величине потерь ΔW энергии колебаний за один цикл. За меру внутреннего трения принимают величину $\Delta W/2\pi W$, где W — полная энергия деформации.

Еще одна из характеристик внутреннего трения — логарифмический декремент затухания амплитуды колебаний γ . Он равен натуральному логарифму отношения предыдущего максимального отклонения колеблющегося образца к последующему.

Названные характеристики внутреннего трения связаны между собой:

$$\operatorname{tg} \varphi \approx \frac{\gamma}{\pi} \approx \frac{\Delta W}{2\pi W} = Q^{-1}. \quad (32)$$

Здесь Q^{-1} — широко используемое обозначение внутреннего трения.

Равенство (32) обычно хорошо выполняется при $Q^{-1} < 0,1$ и справедливо для большинства реальных случаев.

Все рассмотренные характеристики внутреннего трения являются разновидностями релаксационного внутреннего трения. Для него характерны зависимость от

частоты колебаний и температуры и независимость от амплитуды колебаний.

Наиболее важна температурная зависимость внутреннего трения:

$$Q_T^{-1} = Q_{\max}^{-1} \operatorname{sech} \left[\frac{H}{\beta R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\max}} \right) \right], \quad (33)$$

где Q_T^{-1} и Q_{\max}^{-1} — значения внутреннего трения при заданной температуре T и температуре T_{\max} ;

H — энтальпия активации (как в любом термически активируемом процессе);

β — коэффициент.

По экспериментальным данным, в области температур от нескольких градусов Кельвина до $0,5-0,6 T_{\text{пл}}$ величина Q^{-1} монотонно и почти линейно возрастает, а при дальнейшем повышении температуры Q^{-1} растет экспоненциально. Во многих случаях на монотонно возрастающий фон накладываются пики, каждый из которых имеет свою природу (рис. 13).

Из экспериментальных методов исследования внутреннего трения наиболее распространен метод крутильного маятника. В прямом крутильном маятнике (рис. 14, а) образец в виде проволоки или ленты используется

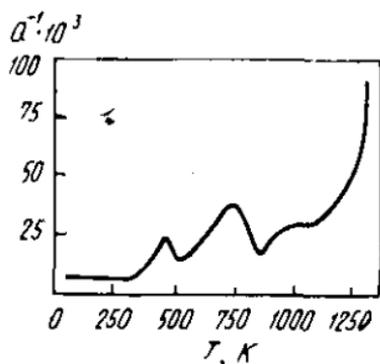


Рис. 13. Температурная зависимость внутреннего трения никеля (В. С. Постников)

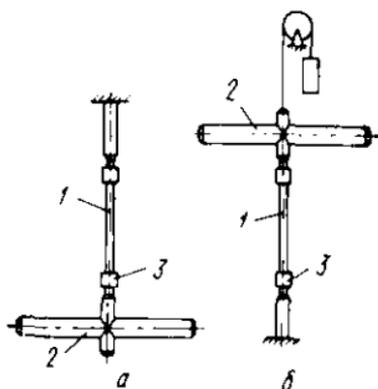


Рис. 14. Схема прямого (а) и перевернутого (б) крутильных маятников: 1 — образец; 2 — инерционная масса; 3 — захваты

в качестве упругого подвеса, к нижнему концу которого крепится инерционная масса, снижающая частоту крутильных колебаний до ~ 1 Гц. Это позволяет регистрировать колебания визуально, наблюдая за перемещени-

ем светового зайчика, отраженного от закрепленного на маятнике зеркала. Инерционная масса в прямом маятнике может вызывать заметные растягивающие напряжения в образце, что искажает результаты опытов. Тогда используют другую конструкцию — перевернутый крутильный маятник (рис. 14,б). Здесь нижний конец образца закрепляется неподвижно, а инерционная масса крепится к верхнему концу и поддерживается подвесом из материала с малым затуханием.

Экспериментальные установки для измерения внутреннего трения по схеме крутильного маятника — это сложные устройства, требующие квалифицированного обслуживания. Рассмотрим в качестве примера широко используемые установки, разработанные в Московском институте стали и сплавов под руководством Ю. В. Пигузова. Блок-схема этих установок включает следующие основные элементы: 1) крутильный маятник; 2) систему механической коррекции; 3) демпфирующее устройство; 4) систему возбуждения и регистрации; 5) систему изменения момента инерции; 6) систему измерения и регулирования температуры; 7) вакуумную систему.

Образец цилиндрической формы диаметром от сотен микронов до нескольких миллиметров жестко крепится к скручивающей системе (рис. 15) цанговыми или тисочными зажимами, до минимума снижающими потери энергии на трение по поверхности контакта. Система механической коррекции позволяет устанавливать «нулевое» положение маятника, например после поворота его при нагреве. Для этого неподвижный захват сделан регулируемым, т. е. он может поворачиваться обычно на $\pm 20^\circ$. Коррекция осуществляется вручную или электрическим приводом с дистанционным управлением. Демпфирующее устройство необходимо для гашения паразитных изгибных колебаний образца при закручивании маятника, а также из-за вибраций от внешних источников. Конструктивно демпфер выполняется в виде стаканчика с налитой в него демпфирующей жидкостью (масло, ртуть). Туда опущены концы подвижной части скручивающей системы (рис. 15).

Возбуждение образца сводится к его закручиванию на определенный угол

$$\alpha = \frac{2i}{Gd} \tau_0, \quad (34)$$

где l — длина;

d — диаметр;

G — модуль сдвига образца;

τ_0 — исходное максимальное напряжение сдвига на его поверхности.

Возбуждение производится обычно внешними электромагнитами или устройством, работающим по принци-

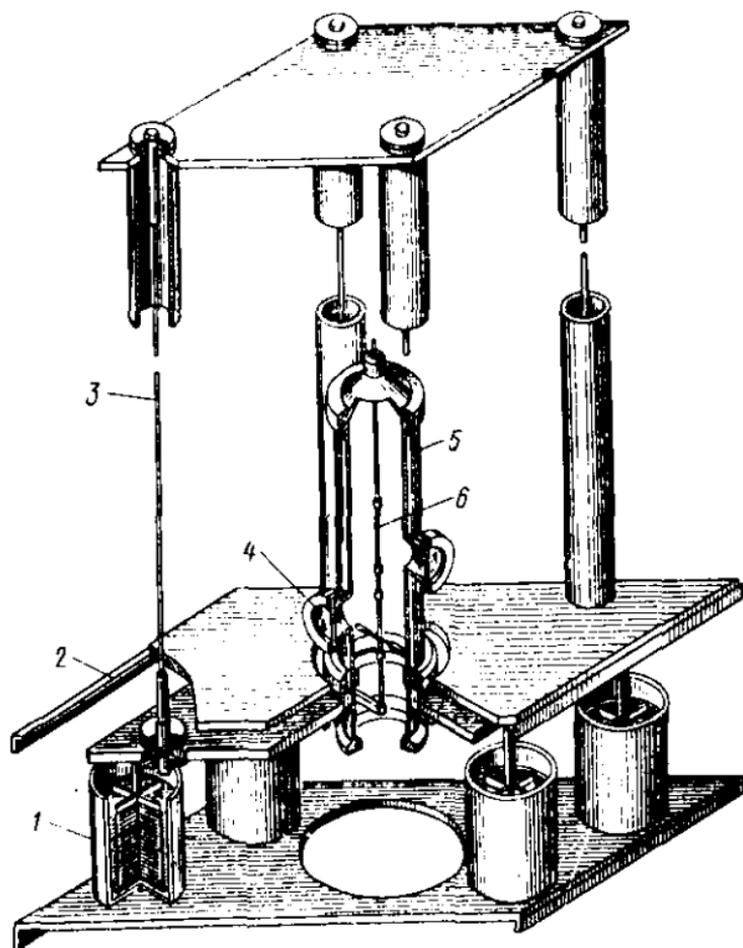


Рис. 15. Схема прибора для измерения внутреннего трения (Ю. В. Пигузов):

1 — демпфер; 2 — каркас; 3 — подвеска; 4 — смотровое окно; 5 — камера; 6 — образец

пу гальванометра, рамка которого жестко скреплена со скручивающей системой. Колебания чаще всего регистрируют с помощью оптической системы по положению светового зайчика на полупрозрачной шкале. Для автоматизации системы отсчета используют различные элект-

трические методы, в частности базирующиеся на применении индукционных датчиков.

Система изменения момента инерции предназначена для регулирования частоты колебаний без смены образца. Это осуществляется либо с помощью специальных манипуляторов без нарушения вакуума, либо рычажной системой, работающей от реверсивного двигателя.

Как уже отмечалось, при исследовании внутреннего трения необходимо строить температурные зависимости Q^{-1} . Поэтому контроль за изменением температуры является обязательным требованием, в первую очередь для установок, где измерения ведутся при постоянной частоте. Особенно надежной должна быть система фиксирования температуры в момент измерения, которая в современных приборах меняется от гелиевых температур до солидуса материала образца. Система фиксации и регулирования температуры должна обладать малой тепловой инерцией. С этой целью датчик терморегулятора помещают вблизи нагревательного элемента, а сам регулятор выполняют в виде уравновешенного моста, который способен поддерживать заданную температуру с точностью ± 1 град по крайней мере в интервале от 100 до 1300 К.

Вакуумная система предохраняет образец от окисления и снижает потери на внешнее трение. Последними можно пренебречь уже при остаточном давлении 10^{-2} — 10^{-3} мм рт. ст.*

Установки для измерения внутреннего трения снабжают и рядом других специальных систем и приспособлений, которые здесь не рассматриваются.

Непосредственно в результате эксперимента на установках типа крутильного маятника определяют начальную A_0 и какую-то конечную амплитуду n -ного колебания A_n , а также время τ_n , необходимое для такого уменьшения амплитуды. По результатам этих замеров рассчитывают логарифмический декремент затухания:

$$\gamma = \frac{\ln A_0/A_n}{\omega \tau_n}, \quad (35)$$

где ω — используемая частота колебаний.

Величину γ можно пересчитать в Q^{-1} по формуле (32).

* 1 мм рт. ст. = 133,3 Па.

Рассмотренные константы упругих свойств и характеристики неупругости имеют важное значение, хотя бы потому, что в реальных условиях эксплуатации большинство материалов в конструкциях работают в упругой области, не подвергаясь заметной пластической деформации. И все же, как будет показано ниже, абсолютное большинство стандартных механических свойств характеризуют сопротивление пластической деформации или допустимую величину этой деформации. Упругие и неупругие свойства определяют в основном в металлофизических исследованиях, причем часто для того, чтобы разобраться в свойствах на стадии пластической деформации.

Список литературы

1. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. Изд. 2-е, М., Оборонгиз, 1952. 555 с. с ил.
2. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. М., «Металлургия», 1970. 472 с. с ил.
3. Пигузов Ю. В., Вернер В. Д. — В кн.: Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов. Т.1. Физические методы исследования металлов. М., «Машиностроение», 1971, с. 472—488 с ил.

Глава III

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ

Пластическая деформация является результатом необратимых коллективных смещений атомов. В кристаллах эти смещения атомов происходят путем движения

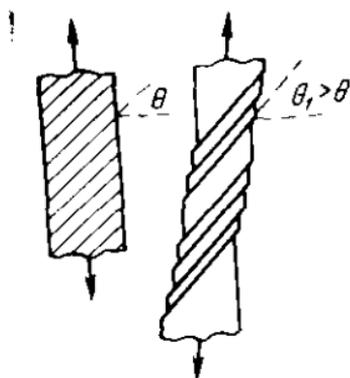


Рис. 16. Схема пластической деформации скольжением

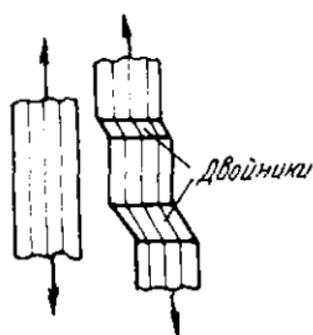


Рис. 17. Схема пластической деформации двойникованием

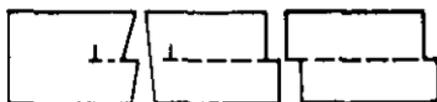
дислокаций, что является атомным механизмом пластической деформации. Движение дислокаций может вызывать макропластическую деформацию образца путем либо скольжения, либо двойникования. Конечным итогом такого движения является сдвиг отдельных частей кристалла относительно друг друга (рис. 16) или сдвиг и поворот атомных рядов в отдельных участках образца под некоторым углом к направлению сдвига (рис. 17). Иногда эти два способа формоизменения рассматривают как механизмы пластической деформации, хотя на самом деле и при скольжении и при двойниковании механизмом деформации остается перемещение дислокаций. И все же микро- и макрокартина пластической деформации скольжением и двойникованием различаются весьма существенно и их анализируют отдельно.

В большинстве случаев металлы и сплавы деформируются путем скольжения. Поэтому деформация скольжением будет рассмотрена в первую очередь и наиболее подробно.

1. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ СКОЛЬЖЕНИЕМ

Классическая схема деформации скольжением при растяжении на рис. 16 напоминает сдвиг карт в колоде. «Карты» здесь — это отдельные участки образца (группы атомных плоскостей). В элементарном виде механизм сдвига одной части кристалла относительно другой можно представить как результат пробега через него дислокации, например краевой с длиной, равной ширине кристалла (рис. 18). Чем больше количество движущихся

Рис. 18. Схема сдвига верхней половины кристалла относительно нижней в результате пробега через него краевой дислокации



дислокаций и длиннее суммарный путь их перемещений, тем больше величина макропластической деформации. Продемонстрируем это на следующем примере.

Предположим, что деформация скольжением осуществляется только за счет движения краевых дислокаций. Рассмотрим образец-кристалл (рис. 19), в котором кра-

евая дислокация AB при своем скольжении на длину l в плоскости $CDAB$ произвела частичный сдвиг верхней половины кристалла относительно нижней. Величина относительного сдвига g составит

$$g = x/L_2, \quad (36)$$

где x — среднее относительное смещение частей кристалла, выраженное в долях от вектора Бюргерса b :

$$x = (S/S_0) b. \quad (37)$$

Здесь $S = lL_3$ — площадь участка плоскости скольжения, прочерченного дислокацией;

$S_0 = L_1L_3$ — вся возможная площадь плоскости скольжения в пределах образца.

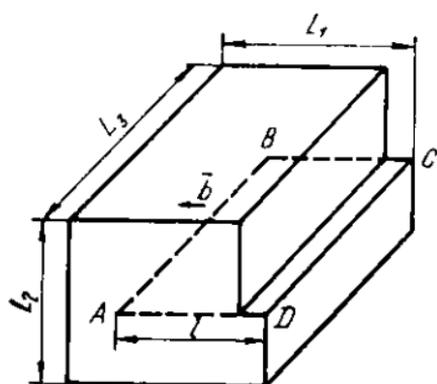


Рис. 19. Схема связи одвиговой деформации с длиной пробега дислокации

Следовательно,

$$x = (l/L_1) b, \quad \text{а} \quad g = (l/L_1 L_2) b.$$

Если в рассматриваемой плоскости скольжения путь l пройдут N аналогичных дислокаций, то

$$g = (lN/L_1 L_2) b.$$

Умножим числитель и знаменатель на L_3 :

$$g = (lL_3 N/L_1 L_2 L_3) b,$$

где $L_3 N$ — суммарная длина всех дислокаций;

$L_1 L_2 L_3$ — объем кристалла.

Отношение этих величин есть плотность дислокаций ρ , и теперь можно дать конечную формулу, связывающую величину макроскопической деформации сдвига с плотностью дислокаций, длиной их пробега и вектором Бюргерса:

$$g = \rho b l. \quad (38)$$

Аналогичное выражение получается и при анализе перемещения винтовых и смешанных дислокаций.

В реальных металлах и сплавах, как правило, еще до начала деформации имеется много дислокаций разных типов. Под действием приложенных напряжений начинают работать различные их источники, порождающие новые дислокации. Движущиеся дислокации выхо-

дят на поверхность образца, взаимодействуют внутри него друг с другом: вступают в реакции, тормозятся, аннигилируют, образуют сплетения и т. д. В результате реальная картина пластической деформации металлических материалов весьма сложна и во многих случаях еще далеко не ясна. Она определяется структурой, составом материала и условиями его деформации.

Пластическую деформацию экспериментально изучают в основном двумя методами: 1) микроскопическим анализом полированной поверхности образцов, на которой в результате деформации появляются особые «линии» и «полосы скольжения» и 2) методом дифракционной электронной микроскопии тонких фольг, вырезанных из деформированных образцов.

Линии скольжения — это ступеньки, образующиеся на поверхности в результате выхода дислокаций. Действительно, когда, например, краевая дислокация (см. рис. 18) выйдет на левую грань кристалла, то на поверхности этой грани образуется ступенька, равная по высоте h вектору Бюргерса дислокации. При этом длина ступеньки, т. е. линии скольжения, будет равна длине вышедшей на поверхность краевой дислокации (рис. 20,а).

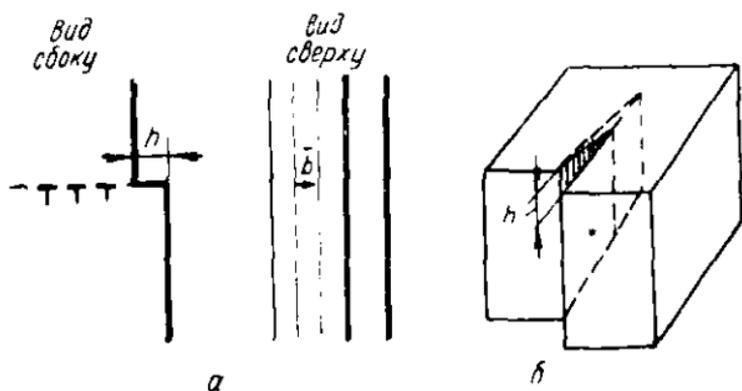


Рис. 20. Образование ступенек при выходе на поверхность краевых (а) и винтовых дислокаций (б)

Легко представить себе, что вышедшая одним концом на поверхность винтовая дислокация при своем движении также образует ступеньку, длина которой будет соответствовать длине пробега дислокации (см. рис. 20,б). Конечно, увидеть ступеньку, образующуюся в результате выхода на поверхность одной дислокации, очень трудно. Однако когда после скольжения в одной плоскости

сти на поверхность выходит несколько дислокаций и высота ступеньки h достигает $\sim 10 \text{ \AA}$ и более, их уже можно наблюдать при электронномикроскопическом анализе реплик¹ с предварительно отполированной поверхности деформированного образца. После значительной деформации высота ступенек становится настолько большой, что их можно выявлять и под световым микроскопом.

Анализируя расположение линий скольжения, расстояние между ними, их высоту, можно составить не только качественное, но и количественное представление о картине и величине пластической деформации. Зная кристаллографическую ориентировку анализируемой поверхности образца, по направлению линий скольжения определяют плоскости и направления скольжения.

Картина распределения линий скольжения может быть существенно искажена при наличии на поверхности образца окисной пленки. Поэтому последняя должна быть перед деформацией удалена или сведена по толщине к минимуму.

Метод дифракционной электронной микроскопии позволяет непосредственно наблюдать отдельные дислокации, определять их вектор Бюргерса и кристаллографию скольжения, оценивать характеристики дислокационной структуры на разных стадиях деформации. Оба эти метода имеют свои достоинства и недостатки и взаимно дополняют друг друга.

Метод линий скольжения значительно проще, особенно при использовании светового микроскопа, и дает более интегральную информацию. Однако с его помощью изучают только структуру поверхности и, косвенно, движение дислокаций в приповерхностных слоях, которое имеет здесь некоторые специфические особенности.

Второй метод лучше во многих отношениях, однако дислокационная структура (субструктура) фольги в общем случае отличается от структуры массивного образца, из которого ее вырезают. Неизбежная перестройка субструктуры фольги в процессе ее утонения обусловлена уходом части дислокаций на поверхность. Степень

¹ Реплики — это тонкие, прозрачные для электронов пленки (например, угольные), наносимые на поверхность образца и очень точно копирующие ее рельеф. При просвечивании пучком электронов разные участки реплики, отличающиеся по толщине, дают разный контраст на изображении, благодаря чему можно наблюдать линии скольжения

перестройки определяется величиной деформации, толщиной фольги и природой материала. Перед вырезкой фольги образец подвергают обработке, способствующей закреплению дислокаций (например, старению или облучению элементарными частицами).

Метод линий скольжения известен и используется достаточно давно. С его помощью было установлено, что скольжение и сдвиги в кристаллах при низкотемпературной деформации идут вдоль определенных для каждого типа решетки кристаллографических плоскостей и направлений. Направление скольжения всегда лежит в своей плоскости скольжения. Их совокупность есть система скольжения. В металлах может действовать одна или одновременно несколько систем скольжения, однако все эти системы относятся обычно к одной — двум кристаллографическим ориентациям, характерным для каждого металла и определяемым типом его решетки. В табл. 3 приведены плоскости и направления преимущественного скольжения в металлах с наиболее распространенными кристаллическими решетками: гранецентрированной кубической (г.ц.к.), гексагональной компактной (г.к.) и объемноцентрированной кубической (о.ц.к.).

Таблица 3

Кристаллографические плоскости и направления преимущественного скольжения

Тип кристаллической решетки	Направление скольжения	Плоскость скольжения	Примеры металлов
Г. ц. к.	$\langle 110 \rangle$	$\{111\}$	Cu, Al, Ni
Г. к.	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$\{0001\}$ $\{1\bar{1}00\}$ $\{10\bar{1}1\}$	Zn, Mg Ti Ti
О. ц. к.	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$ $\{211\}$ $\{321\}$	α -Fe, Mo, Nb Ta Cr

Легко убедиться, что перечисленные в табл. 3 направления и плоскости преимущественного скольжения яв-

ляются наиболее плотно упакованными в каждой решетке (рис. 21). Плоскости с максимальной атомной плотностью отличаются наибольшим межплоскостным расстоянием. Поэтому сдвиг вдоль них идет особенно легко.

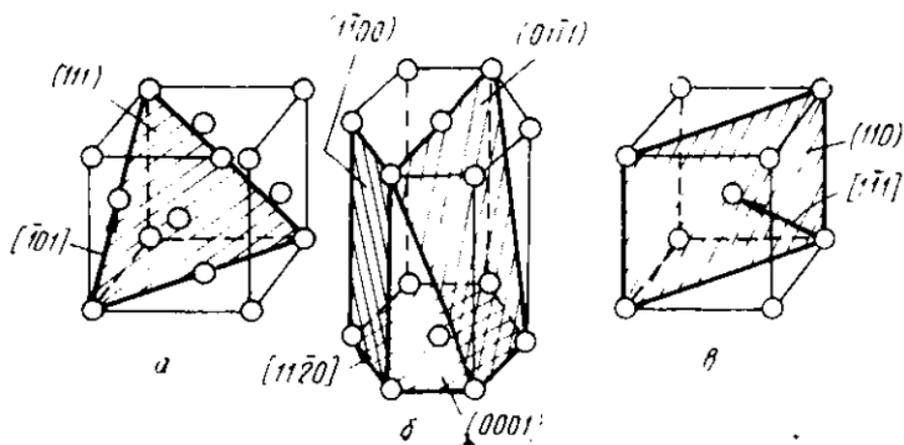


Рис. 21. Примеры плоскостей и направлений плотнейшей упаковки в типичных металлических решетках: а — г. ц. к.; б — г. к.; в — о. ц. к.

Направления скольжения соответствуют направлению вектора Бюргерса характерных для каждой решетки единичных дислокаций, что также вполне естественно.

В плотноупакованных решетках — г. ц. к. и г. к. — скольжение идет преимущественно в плоскостях одного типа: октаэдра $\{111\}$ — в г. ц. к. и базисной $\{0001\}$ — в г. к. Скольжение преимущественно в базисной плоскости наблюдается в тех г.к. металлах, у которых отношение периодов решетки $c/a > 1,633$, например у магния, цинка. Если же отношение c/a заметно меньше идеального (например, в титане), то облегчается скольжение по призматическим $\{1\bar{1}00\}$ и пирамидальным плоскостям $\{01\bar{1}1\}$ (рис. 21).

О. ц. к. решетка не является плотноупакованной. Здесь имеется несколько типов плоскостей — $\{110\}$, $\{211\}$, $\{321\}$ — с близкой плотностью упаковки. В каждом из о.ц.к. металлов возможно скольжение дислокаций по всем этим трем типам плоскостей, однако при низких температурах чаще всего «работают» системы $\{110\} \langle 111 \rangle$. У металлов с о. ц. к. решеткой за счет большего числа плоскостей скольжения возможных систем скольжения обычно значительно больше, чем у металлов с плотноупакованными решетками. Как будет

показано в дальнейшем, этот факт имеет важное значение.

В табл. 3 перечислены типы кристаллографических плоскостей и направлений скольжения, каждый из которых есть набор конкретных плоскостей и направлений. При установлении отдельной системы скольжения, представляющей собой совокупность плоскости и направления, следует помнить кристаллографическое условие принадлежности направления данной плоскости. Если направление имеет индексы $[hkl]$, а плоскость — (uvw) , то это условие¹ для кубических решеток сводится к тому чтобы $hu + kv + lw = 0$. Например, направление $[\bar{1}01]$ лежит в плоскости (111) и поэтому система скольжения $[\bar{1}01](111)$ в г. ц. к. решетке возможна, а система $[011](\bar{1}11)$ невозможна, так как плоскость (111) не содержит направления $[011]$.

Рассмотрим теперь наиболее хорошо изученную картину пластической деформации скольжением при одноосном растяжении металлов в области температур ниже $0,2-0,25 T_{пл}$, т. е. до начала интенсивного развития термического возврата в процессе деформации. Начнем с металлов, имеющих г. ц. к. решетку, причем в первую очередь проанализируем пластическую деформацию самого простого объекта — монокристалла, благоприятно ориентированного для одиночного скольжения, т. е. скольжения дислокаций в одной системе. Для этого изготовленный из монокристалла образец так сориентируем относительно направления растяжения, чтобы в одной из систем скольжения $\langle 110 \rangle \{111\}$ действовали максимальные касательные напряжения. Тогда на начальной стадии пластическая деформация скольжением будет осуществляться в основном движением дислокаций в одной системе. Эта стадия деформации называется стадией легкого скольжения. На поверхности образца в это время фиксируются тонкие, длинные линии скольжения (до 1 мм), параллельные друг другу (рис. 22,а) — следы выхода дислокаций, скользящих в одной

¹ Из кристаллографии известно, что индексы направления и перпендикулярной к нему плоскости одинаковы. Тогда плоскость (hkl) перпендикулярна $[hkl]$, лежащему в (uvw) и, следовательно, этой плоскости. Косинус угла φ между перпендикулярными плоскостями равен 0, а числитель выражения для $\cos \varphi$ в кубических решетках и есть сумма произведений индексов плоскостей, расположенных под углом φ друг к другу. Отсюда $\cos \varphi = hu + kv + lw = 0$.

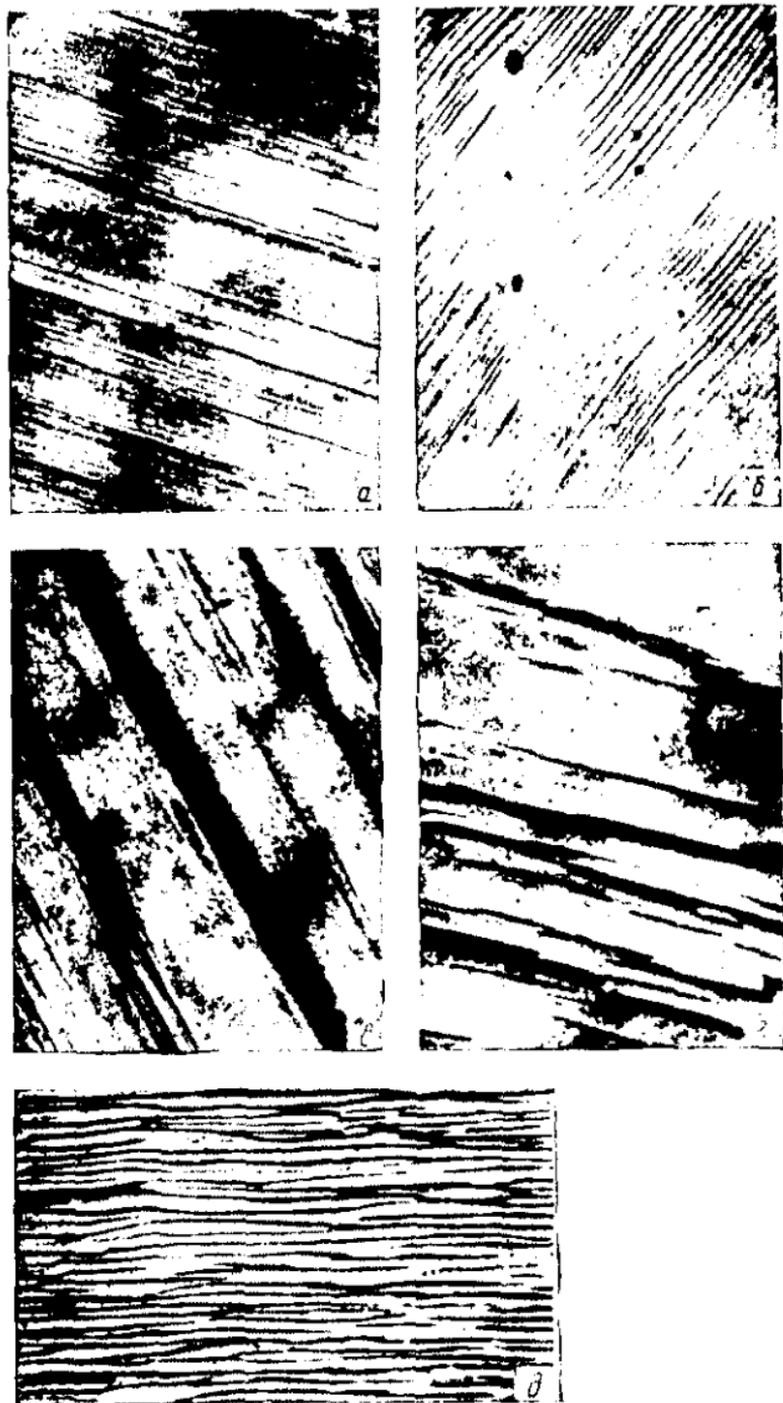


Рис. 22. Картины поверхностных линий и полос скольжения на разных стадиях пластической деформации:
 а, в, г — медь (Ван Бюрен); б, д — алюминий (Кан)



Рис. 23. Типы дислокационных структур, формирующихся в процессе пластической деформации:
а — в — алюминиевая бронза (*а, б* — Арт, *в* — Хоум); *г, д* — сплавы на основе алюминия (*г* — Т. А. Орелкина, *д* — В. В. Истомин-Кастровский)

плоскости и одном направлении. Высота ступеньки здесь составляет 50—100 Å*. По мере увеличения степени деформации на этой стадии число линий скольжения растет, а расстояние между ними уменьшается до сотен ангстремов. При достаточно совершенной исходной субструктуре монокристалла дислокации могут перемещаться в образце относительно беспрепятственно и многие из них доходят до поверхности. Поэтому плотность дислокаций в образце возрастает мало — на один, максимум два порядка. Электронномикроскопическим методом на стадии легкого скольжения часто фиксируют дислокации, скользящие параллельно друг другу (рис. 23,а).

Наблюдения последних лет показали, что уже на стадии легкого скольжения возможно движение дислокаций в других системах, о чем свидетельствуют электронномикроскопические исследования распределения дислокаций в фольгах, вырезанных параллельно плоскости первичного скольжения.

Дальнейшая деформация начинает вызывать искривление линий скольжения, на поверхности появляются характерные «полосы сброса», в которых происходит это искривление (см. рис. 22, б). Считается, что образование полос сброса обусловлено началом интенсивного скольжения в других системах и поэтому означает конец стадии легкого скольжения.

Одна из дислокационных моделей полосы сброса показана на рис. 24. Она исходит из того, что если краевые дислокации разных знаков, движущиеся в параллельных плоскостях, останавливаются по каким-либо причинам на некотором расстоянии друг от друга, образуя скопления, то происходит искривление участка плоскостей между скоплениями. Отрицательные дислокации искривляют решетку в одну сторону (вверх на рис. 24), а положительные — в другую.

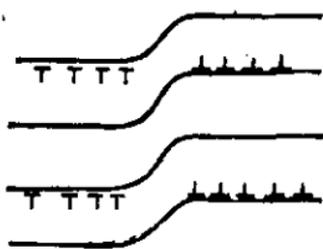


Рис. 24. Дислокационная модель образования полосы сброса (Н. Мотт)

Наиболее вероятной причиной образования скоплений в г. ц. к. кристаллах является возникновение барьеров Ломера — Коттрелла из-за начала сколь-

* $1 \text{ \AA} = 0,1 \text{ нм.}$

жения дислокаций в других плоскостях $\{111\}$ и реакций при их пересечении. Образование барьеров Ломе-ра — Коттрелла и движение дислокаций в двух и более системах при достаточно значительной степени деформаций прямо доказывается методом дифракционной электронной микроскопии (см. рис. 23, б).

Итак, после стадии одиночного (легкого) скольжения в монокристалле начинается стадия множественного скольжения — движение дислокаций в двух и более системах. По мере дальнейшей деформации растет число встреч и пересечений дислокаций и соответственно число барьеров, препятствующих их движению. Деформация становится все более неравномерной. На поверхности можно наблюдать неравномерно распределенные линии скольжения, вытянутые в разных направлениях. Начинается формирование «полос» скольжения. Каждая из них представляет собой пачку линий скольжения, расстояние между которыми по крайней мере на порядок меньше, чем между полосами (см. рис. 22, в). Длина отдельных линий скольжения в полосах теперь примерно на два порядка меньше, чем при легком скольжении. Все это результат возросших трудностей выхода дислокаций на поверхность из-за «заклинивания» многих возможных плоскостей скольжения внутри образца различными барьерами.

На стадии множественного скольжения после значительной деформации дислокационная структура внутри образца резко усложняется (см. рис. 23, в, г). Плотность дислокаций увеличивается по сравнению с исходным состоянием на 4—5 порядков, достигая 10^{10} — 10^{11} см⁻². При такой плотности отдельные дислокации располагаются так близко друг к другу, что их трудно отделить даже под электронным микроскопом. Поэтому мы имеем возможность оценить здесь только общий характер возникающей субструктуры. Две характерные для значительной низкотемпературной деформации структуры представлены на рис. 23, в, г: первая соответствует относительно равномерному, гомогенному распределению дислокаций по сечению образца (рис. 23, в), а вторая (более частый случай) — образованию ячеистой субструктуры, для которой характерно наличие областей (ячеек) с относительно низкой плотностью дислокаций ограниченных размытыми стенками, внутри которых плотность дислокаций очень высока (рис. 23, г).

Отдельные ячейки имеют линейные размеры порядка микрона—десятых долей микрона и разориентированы друг относительно друга на малые углы (менее 1 град). Обычно с увеличением степени деформации ширина стенок ячеек уменьшается, дислокационная структура в стенках совершенствуется, а угол разориентировки возрастает. Однако средний размер ячеек меняется слабо.

Как видно, на стадии множественного скольжения простой связи между картинами линий скольжения на поверхности и дислокационной структурой внутри образца уже нет.

При дальнейшем увеличении степени деформации дислокационная картина качественно не меняется. Структура же на поверхности претерпевает еще некоторые изменения. В частности, наблюдается фрагментация полос скольжения (см. рис. 22,г), появление волнистых линий и их пересечение (см. рис. 22,д). Эти эффекты связывают с интенсивным развитием поперечного скольжения винтовых дислокаций.

Многие дислокационные источники после такой значительной пластической деформации оказываются «запертыми» обратными полями упругих напряжений вокруг дислокационных скоплений, образовавшихся у различных барьеров. Для продолжения деформации дислокации должны либо прорывать, либо как-то обойти эти барьеры и продолжить свое движение; при этом возможно генерирование новых дислокаций «отлирающим» источниками. Если бы дислокации разрушали барьеры, то это сопровождалось бы удлинением линий скольжения на поверхности. Однако этого не происходит. Наоборот, наблюдается дальнейшее уменьшение их длины. Отсюда следует вывод, что дислокации обходят барьеры на этой стадии деформации. В случае низкотемпературной деформации, которую мы рассматриваем, основной способ обойти барьеры — это поперечное скольжение винтовых дислокаций (для реализации второго принципиально возможного способа — переползания краевых дислокаций — требуются достаточно высокие температуры). Волнистые линии скольжения на поверхности и их пересечение, линии, соединяющие параллельные полосы (см. рис. 22, г, д), — все это прямые результаты поперечного скольжения винтовых дислокаций.

Механизм фрагментации полос скольжения в результате этого же процесса можно представить следую-

щим образом. Дислокации, обошедшие барьеры, переходят в «свободные» плоскости и скользят в них, пока не выйдут на поверхность. Естественно, что не все затор-моженные дислокации способны обойти барьеры и не все плоскости, в которые они могут перейти, свободны от других барьеров и позволят дислокациям дойти до поверхности. В результате происходит увеличение плотности линий скольжения внутри только отдельных участков полос, в то время как другие остаются неизменными. Внешне это и проявляется как фрагментация полос скольжения (см. рис. 22,г).

Стадия множественного скольжения и последняя стадия интенсивно развитого поперечного скольжения у многих металлов сильно перекрываются, т. е. поперечное скольжение может наблюдаться уже в начале множественного скольжения. Понятно, что во всех случаях на стадии интенсивно развитого поперечного скольжения движение дислокаций идет в нескольких системах и, следовательно, здесь мы тоже имеем дело с множественным скольжением.

Как видно из схемы на рис. 16, по мере деформации в кристалле происходит поворот плоскости (и направления) скольжения в сторону приближения к оси растяжения. После значительного удлинения (на десятки процентов) в кристалле возникает определенная текстура деформации. Сближение направления скольжения с осью растяжения имеет очень важное значение, так как приводит к изменению величины касательных напряжений в действующей системе скольжения и является одной из причин начала движения дислокаций в других системах.

Рассмотренные элементы механизма пластической деформации г. ц. к. монокристалла, благоприятно ориентированного для одиночного скольжения, так или иначе проявляются при растяжении любых других образцов из металлов с этой решеткой.

В произвольно ориентированном г. ц. к. монокристалле стадия легкого скольжения сокращается или вообще отсутствует, если с самого начала величина касательных напряжений хотя бы в двух системах окажется примерно одинаковой. Картина множественного скольжения здесь (вплоть до разрушения) качественно аналогична уже рассмотренной.

Пластическая деформация поликристаллических образцов из металлов с г. ц. к. решеткой имеет ряд важ-

ных особенностей, однако и в них основные элементы картины деформации, рассмотренные на примере монокристаллов, остаются прежними. Поликристалл принципиально отличается от монокристалла наличием в его структуре сетки высокоугловых границ. Если пренебречь другими возможными различиями (концентрацией примесей, количеством макродефектов, субструктурой), то поликристалл можно рассматривать как совокупность произвольно ориентированных монокристаллов (зерен), отделенных друг от друга высокоугловыми границами. При растяжении такого поликристалла внутри каждого зерна вдали от границ картина на начальных стадиях пластической деформации в первом приближении должна быть такой же, как она была бы, если это зерно деформировать отдельно. Из-за разной ориентировки зерен деформация в них начинается неодновременно и развивается неоднородно. В первую очередь скольжение идет в благоприятно ориентированных зернах, внутри которых имеется система скольжения, где действуют максимальные касательные напряжения. В этих зернах, если они имеют достаточно большие размеры, некоторое время может наблюдаться типичное легкое скольжение, сопровождающееся, в частности, появлением длинных тонких линий на их поверхности. Однако макроскопическое удлинение образца за счет легкого скольжения практически невозможно. Благоприятно ориентированных зерен обычно относительно мало, и они разобщены. Для того, чтобы деформировался весь образец, необходимо участие в деформации большинства зерен, по крайней мере, какой-то их сплошной цепочки, простирающейся от одного конца образца до другого. Следовательно, нужно обеспечить передачу деформации от одних зерен, относительно благоприятно ориентированных, к другим, ориентированным относительно внешней силы менее благоприятно.

Дислокации внутри благоприятно ориентированных зерен на начальных стадиях деформации скользят без серьезных помех на большие расстояния, и многие из них доходят до границ зерен. Последние, как известно, являются эффективным барьером для дислокаций, которые тормозятся здесь, образуя скопления (рис. 25). Вокруг скоплений возникают поля упругих напряжений, которые действуют на границы и прилегающие к ним участки соседних зерен в дополнение к извне приложен-

ным напряжениям. В этих условиях могут начать работать дислокационные источники (M , рис. 25) в приграничных областях, несмотря на относительно неблагоприятную ориентировку систем скольжения генерируемых ими дислокаций. Так происходит эстафетная передача деформации в поликристалле от зерна к зерну.

Прогрессирующее образование большого числа скопленных у границ возможно лишь на начальных стадиях деформации. После того как деформация охватит все кристаллиты, внутри каждого из них можно наблюдать уже известные нам картины распределения линий скольжения и дислокаций. В то же время эти картины имеют ряд особенностей. Главной из них является неизбежность плотного контакта между зернами. Если бы каждое зерно деформировалось «самостоятельно», вне связи с соседними, то на границах неизбежно возникали бы несплошности и полости, которые приводили бы к преждевременному разрушению. На самом деле таких несплошностей при пластической деформации обычно не образуется. Теоретически для предотвращения их возникновения необходимо, чтобы в приграничных областях работало как минимум пять систем скольжения. Такое множественное и «согласованное» скольжение по обе стороны от границы и обеспечивает их целостность в процессе деформации. В результате интенсивной деформации приграничных объемов там наблюдается повышенная плотность дислокаций.

Как показывают эксперименты, вдали от границ множественное скольжение в поликристаллах также начинается уже на начальных стадиях макродеформации. По поверхностным картинам линий скольжения в каждом зерне обычно фиксируется 2—3 системы скольжения. Электронномикроскопический анализ тонких фольг из деформированных поликристаллов дает картины, качественно аналогичные тем, которые наблюдаются в монокристаллах на стадиях множественного и

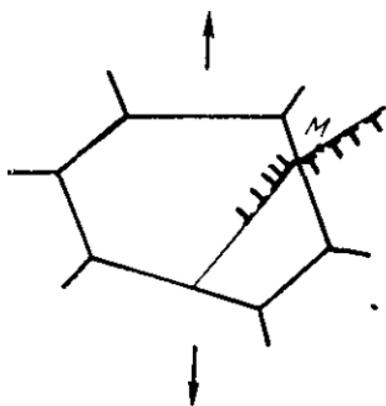


Рис. 25. Схема передачи деформации через границу зерна

поперечного скольжения (рис. 23, в, г). В большинстве случаев формируется ячеистая субструктура (рис. 23, г).

Развитие текстуры деформации в поликристаллах приводит к изменению ориентировки внутри каждого зерна и вытягиванию всех их вдоль направления растяжения. При этом направление преимущественного скольжения (в г. ц. к. решетке $\langle 110 \rangle$) во всех зернах располагается примерно параллельно оси растяжения.

Рассмотрим теперь пластическую деформацию скольжением металлов с г. к. решеткой. Наиболее важным отличием г. к. решетки с отношением $c/a > 1,633$ от г. ц. к. с точки зрения деформации является наличие в гексагональной плотноупакованной решетке всего одной — базисной — плоскости преимущественного скольжения $\{0001\}$. Плотность упаковки атомов в этой плоскости значительно больше, чем в любых других, и поэтому скольжение в небазисных плоскостях затруднено и идет только под действием высоких напряжений — на поздних стадиях деформации. В г. ц. к. решетке имеется тоже один тип плоскости преимущественного скольжения — $\{111\}$, но всего таких по-разному ориентированных в пространстве плоскостей четыре: (111) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(1\bar{1}1)$, $(11\bar{1})$. При отношении c/a , значительно меньшем идеального, например в титане, где $c/a = 1,587$, наиболее плотно упакованы плоскости $\{10\bar{1}0\}$, и здесь базисное скольжение не должно быть преимущественным.

Монокристаллы металлов с г. к. решеткой, благоприятно ориентированные для одиночного (базисного) скольжения, пластически деформируются при растяжении за счет перемещения дислокаций в одной системе на значительно большую величину, чем г. ц. к. монокристаллы. Начало работы новых систем скольжения наблюдается при относительно больших напряжениях. Полосы сброса в г. к. металлах уже не связаны с образованием скоплений у барьеров Ломера—Коттрелла, а имеют более сложную природу. Основным видом барьеров, образующихся в результате пересечения дислокаций при множественном скольжении, являются дислокационные петли и диполи. Их число растет с увеличением степени деформации, вызывая образование все более мощных скоплений, что в конце концов приводит к запиранию большинства источников и к развитию поперечного скольжения или разрушения. Следует отметить, что из-за трудности перемещения дислокаций во внеба-

зисных плоскостях, стадии множественного и интенсивного поперечного скольжения в г. к. металлах часто осложняются развитием двойникования.

Произвольно ориентированные г. к. монокристаллы деформируются аналогичным образом, только стадия легкого скольжения здесь укорочена.

Пластическая деформация поликристаллов г. к. металлов протекает качественно так же, как и металлов с г. ц. к. решеткой, проявляя, однако, специфические особенности, отмеченные при анализе картины деформации в монокристалле.

Как уже подчеркивалось, для о. ц. к. решетки характерно наличие наибольшего числа систем скольжения. Поэтому даже на ранних стадиях пластической деформации при любой ориентировке о. ц. к. кристаллов трудно реализовать скольжение в одной системе. Следовательно, стадия легкого скольжения у монокристаллов с о. ц. к. решеткой при прочих равных условиях короче, чем у других металлов, или совсем отсутствует.

Второй особенностью о. ц. к. металлов является относительная легкость поперечного скольжения. Это обусловлено несколькими причинами. Во-первых, увеличенное число возможных систем скольжения облегчает переход дислокаций из одной плоскости в другую. Во-вторых, считается, что при расщеплении единичной винтовой дислокации с $\bar{b} = \frac{a}{2}[111]$ образуются частичные, тоже имеющие чисто винтовую ориентацию. В таком случае переход растянутых дислокаций в новую плоскость не требует обязательного образования перетяжек, вследствие чего этот переход и облегчается. Наконец, большинство используемых в технике о. ц. к. металлов отличаются такой высокой энергией дефекта упаковки, что дислокации в них вообще почти не расщепляются и, следовательно, им особенно просто менять плоскость скольжения.

Облегченное поперечное скольжение в о. ц. к. металлах приводит к тому, что оно происходит уже после незначительной деформации. Соответственно, при анализе картины пластической деформации почти от самого ее начала и до разрушения отмечаются все признаки поперечного скольжения как по картинам линий скольжения (их волнистость, пересечения, фрагментация полос), так и по дислокационной структуре.

2. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕТАЛЛОВ СКОЛЬЖЕНИЕМ

В предыдущем параграфе дано общее качественное представление о картинах пластической деформации при низкотемпературном растяжении чистых металлов. Даже краткий анализ этих картин для наиболее простых объектов показывает достаточную их сложность.

Рассмотрим теперь влияние некоторых важнейших факторов на картину пластической деформации скольжением.

Влияние энергии дефекта упаковки

Как видно из табл. 4, величина энергии дефекта упаковки у металлов с одним типом кристаллической решетки может различаться весьма существенно. Известно, что увеличение энергии дефекта упаковки затрудняет расщепление дислокаций, уменьшает ширину полосы дефекта упаковки между частичными дислокациями. Это в свою очередь облегчает поперечное скольжение винтовых дислокаций: чем уже полоса дефекта упаковки, тем легче образуется перетяжка перед переходом в новую плоскость. Разница в легкости поперечного скольжения и определяет различия картин пластической деформации в металлах с разной энергией дефекта упаковки. Чем эта энергия больше, тем раньше (по уровню напряжений и величине деформации) начинается интенсивное поперечное скольжение, дислокации легче обходят различные барьеры. В результате укорачиваются стадии легкого и множественного скольжения, и пластическое течение в основном осуществляется в условиях интенсивно развитого поперечного скольжения.

В металлах с высокой энергией дефекта упаковки редко образуются плоские скопления дислокаций, подобные показанным на рис. 23, а, линии скольжения на их поверхности получают волнистыми уже на ранних стадиях деформации, более четко проявляется фрагментация полос скольжения. Такие металлы, в частности имеющий г. ц. к. решетку алюминий и многие о. ц. к. металлы, более склонны к образованию ячеистой дислокационной структуры после значительной деформации (см. рис. 23, б), в то время как в металлах с низкой энергией дефекта упаковки, например в г. ц. к. (Cu, Ag Au),

Величина энергии дефекта упаковки (γ) чистых металлов

Тип кристаллической решетки	Металл	γ^* , эрг/см ^{***}	Тип кристаллической решетки	Металл	γ^* , эрг/см ^{***}
Г. ц. к.	Ag	10—40	Г. к.	Re	180
	Au	20—60		α -Zr	220
	Pb	20—50	О. ц. к.	V	100
	Cu	30—150		Ta	110
	Pt	95—120		α -Fe	140
	Ni	150—450		Cr	>300
Al	250	Mo	>300		
Г. к.	Zn	30—150	W	>300	
	Mg	170—250			

* Дается диапазон величин γ , определенных разными методами. Если приводится одно значение, то это значит, что использовался один метод. Относительная ошибка в определении γ обычно составляет 30%.

** 1 эрг/см² = 1 МДж/м².

дислокации после аналогичной деформации распределяются более равномерно (см. рис. 23, в), хотя и в них при определенных условиях возможно формирование ячеистой структуры.

Повышенную склонность к образованию ячеистой субструктуры вследствие облегченного поперечного скольжения можно качественно объяснить следующим образом (рис. 26). На начальных стадиях множественного скольжения в результате пересечения дислокаций разных систем образуются барьеры (А на рис. 26). Пос-

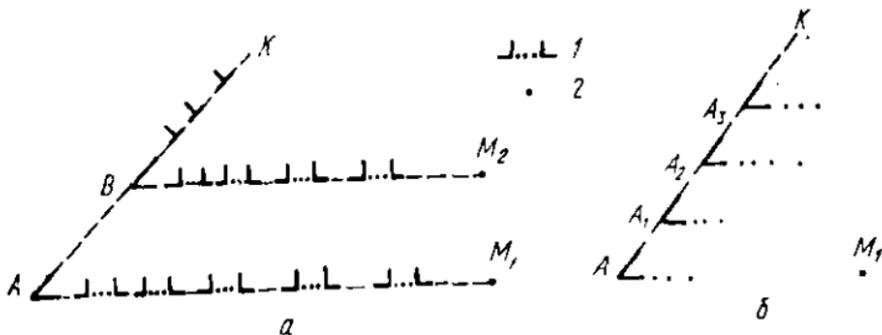


Рис. 26. Схемы формирования «гомогенной» (а) и ячеистой (б) дислокационных структур в металлах с низкой и высокой энергией дефекта упаковки:

1 — расщепленная винтовая дислокация; 2 — единичная винтовая дислокация

ле того, как такие барьеры появились, дислокации, которые еще продолжают генерировать источники, тормозятся у них.

Если энергия дефекта упаковки мала, дислокации сильно растянуты, их переход в новые плоскости затруднен, то образуются мощные плоские скопления (см. рис. 26,а). Работа источника M_1 прекращается, и дальнейшая деформация развивается скольжением дислокаций от новых источников M_2 (рис. 26,а) в параллельных плоскостях вплоть до образования нового барьера B и скопления около него. В результате получается относительно равномерное распределение дислокаций по объему.

Теперь представим себе, что энергия дефекта упаковки велика и поперечное скольжение происходит очень легко. Тогда головные дислокации скопления от источника M_1 начнут обходить барьер A и вновь будут взаимодействовать с дислокациями, скользящими в плоскости AK с образованием нового барьера A_1 (см. рис. 26,б). Около них будут образовываться свои скопления, и картина будет повторяться. При этом область вокруг источника M_1 будет все время оставаться относительно свободной от дислокаций (середица ячейки), а вблизи линии AK плотность дислокаций будет расти. Здесь формируется стенка ячейки.

При низкотемпературной деформации внутри стенок наблюдаются объемные скопления изогнутых дислокаций (см. рис. 23, з). Это объясняется их взаимодействием с точечными дефектами, в первую очередь вакансиями, которые в большом количестве образуются при пластической деформации, например при движении винтовых дислокаций с порогами, появляющимися в результате пересечения с другими дислокациями, аннигиляции краевых дислокаций разных знаков и т. д.

Помимо структуры металла (тип решетки, моно- или поликристалл, ширина полосы дефекта упаковки) на картине пластической деформации сильно сказываются условия, в которых проводится деформация.

Влияние схемы напряженного состояния

Рассмотренная картина деформации при одноосном растяжении относится к наиболее простой схеме напряженного состояния, широко используемой в механичес-

ких испытаниях и часто реализуемой на практике. Применение более сложных схем испытания не должно вызывать качественных изменений. Конечно, при плоских и объемных схемах напряженного состояния обеспечить скольжение дислокаций в одной системе практически невозможно. Стадии же множественного и интенсивного поперечного скольжения будут характеризоваться качественно аналогичными, хотя и еще более сложными картинами линий скольжения и дислокационной структуры.

Изменение схемы напряженного состояния меняет текстуру деформации. Например, при кручении (разноименное плоское напряженное состояние) г. ц. к. металла текстура соответствует уже двум направлениям — $\langle 111 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$.

Влияние температуры испытания

В области низких температур (до начала интенсивного термического возврата в процессе деформации) нагрев несущественно сказывается на общей картине пластической деформации. Следует отметить лишь укорочение стадии легкого скольжения и облегчение поперечного скольжения. С повышением температуры уменьшаются напряжения, необходимые для начала работы дислокационных источников. Это и является причиной более раннего перехода к множественному скольжению.

Подъем температуры испытания выше $0,2-0,25 T_{пл}$ приводит к тому, что в процессе деформации успевают более или менее полно проходить процессы возврата. При этом картина пластической деформации серьезно изменяется.

Процессы термического возврата заключаются в устранении неравновесного избытка точечных дефектов и, главное, в перестройке дислокационной структуры, формирующейся при деформации. При самопроизвольной перестройке свободная энергия кристалла должна снизиться, поэтому в результате возврата уменьшается плотность дислокаций, а остающиеся стремятся образовать устойчивые конфигурации, отличающиеся минимальной энергией, например, в виде стенок или сеток, являющихся малоугловыми границами. Существенная перестройка дислокационной структуры при возврате возможна лишь в условиях активного протекания термически активируе-

мых процессов — поперечного скольжения и особенно переползания дислокаций. Поэтому чем выше температура, тем полнее возврат.

В условиях высокотемпературной деформации перемещение дислокаций происходит под действием одновременно внешних напряжений и температурного воздействия (в отличие от возврата при отжиге после деформации). Здесь дислокации, в том числе краевые и смешанные, а также расщепленные, не привязаны так жестко к «своей» плоскости скольжения, как при низкотемпературной деформации, и могут легко переходить из одной плоскости в другую, выбирая себе самый легкий путь. Это можно рассматривать как появление дополнительной степени свободы у дислокаций. При таком внешне произвольном и неупорядоченном движении дислокаций увеличивается вероятность их встреч и поэтому растет, с одной стороны, число случаев их аннигиляции (из-за этого уменьшается плотность дислокаций), а с другой — склонность к образованию регулярных дислокационных структур, для которых характерно объединение большинства дислокаций в малоугловые границы. Такая полигонизованная структура с хорошо сформированными субзеренными границами наблюдается после деформации алюминия, например, уже при комнатной температуре, которая для него равна $0,31 T_{пл}$ (см. рис. 23, д). Подобные структуры легко возникают также при относительно низких температурах у металлов с о. ц. к. решеткой, чему способствует высокая энергия дефекта упаковки. В металлах с сильно растянутыми дислокациями требуются более высокие гомологические температуры для получения таких структур при пластической деформации.

Надо отметить, что при высокотемпературной деформации стадию легкого скольжения получить трудно. Практически с самого начала происходит множественное скольжение при интенсивно развитом поперечном. Соответственно меняются и картины линий и полос скольжения на поверхности.

До сих пор мы анализировали деформацию, осуществляемую путем скольжения дислокаций внутри кристалла. Для поликристалла такая деформация является внутризеренной. В принципе здесь возможна также межзеренная деформация, осуществляемая за счет смещения зерен друг относительно друга вдоль границ. Вклад межзеренной деформации в общее удлинение образца при

низких температурах обычно ничтожно мал, а при высоких может стать значительным. При очень мелком (микронном) зерне и соответственно очень большой поверхности границ в определенном диапазоне температур вследствие межзеренных смещений может наблюдаться сверхпластическая деформация, которая при растяжении приводит к удлинениям на 10^2 — $10^3\%$.

Механизм межзеренных перемещений до конца не ясен. В последних работах они связываются с движением зернограницных дислокаций вдоль поверхности границ. Высокотемпературная пластическая деформация еще будет рассматриваться при анализе характеристик жаропрочности в гл. VIII.

Влияние скорости деформации

Качественно увеличение скорости деформации сказывается на картине пластического течения так же, как снижение температуры. При этом с повышением температуры влияние скорости деформации усиливается. Повидимому, это связано с полнотой протекания идущих во времени термически активируемых процессов. Замедление скорости равнозначно увеличению продолжительности деформации. Следовательно, чем медленнее деформация, тем полнее успевают пройти процессы поперечного скольжения и переползания дислокаций, как и в случае повышения температуры.

3. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ ДВОЙНИКОВАНИЕМ

Деформация двойникованием идет в тех случаях, когда скольжение по тем или иным причинам затруднено. Наиболее часто двойникование наблюдается при низких температурах и высоких скоростях деформации, особенно в металлах с г. к. и о. ц. к. решетками. В чистых г. ц. к. металлах деформация двойникованием происходит только при отрицательных температурах и высоких скоростях деформации.

Схема макроудлинения образца при растяжении в результате образования двойников показана на рис. 17. Видно, что при двойниковании происходит сдвиг одной части кристалла относительно другой вдоль определенной плоскости и направления двойникования. Плоскость

двойникования — это обычно кристаллографическая плоскость с малыми индексами, которая является плоскостью симметрии двойникового образования относительно исходного кристалла.

В табл. 5 приведены эти плоскости и направления для металлов с разными решетками.

Таблица 5

Кристаллографические плоскости и направления преимущественного двойникования

Тип кристаллической решетки	Направление двойникования	Плоскость двойникования	Примеры металлов
Г. ц. к.	$\langle 112 \rangle$	$\{111\}$	Cu
О. ц. к.	$\langle 111 \rangle$	$\{111\}$	α -Fe, Cr
Г. к.	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	$\{10\bar{1}2\}$	Mg, Zn

При металлографическом исследовании в световом и электронном микроскопах каждый двойник деформации выявляется в виде двух параллельных полос (следов его пересечения с поверхностью излома, шлифа или фольги) (рис. 27). Внешне они похожи на двойники отжига, на-



Рис. 27. Двойники деформации в цинке (Деритер, Грилло)

блюдающиеся в металлах с рекристаллизованной структурой. Специфичным для двойников деформации является очень малая ширина полос (особенно в о. ц. к. металлах — обычно меньше 5 мкм) и характерные сужения на концах (рис. 27). В поликристалле

двойники никогда не переходят из одного зерна в другое. Обычно они заканчиваются внутри зерна, а если доходят до границы, то возникающие в месте этого стыка напряжения могут способствовать появлению двойника в соседнем зерне, где он будет иметь иную ориентировку.

Схема на рис. 17 и рис. 27 показывают положение и вид двойников уже после их образования. Сам же меха-

низм зарождения и роста двойников остается предметом дискуссий. Конечная схема перемещения атомов внутри двойника представлена на рис. 28. Однако до конца не ясно, каким образом происходят такие существенные смещения атомов, а установить это экспериментально

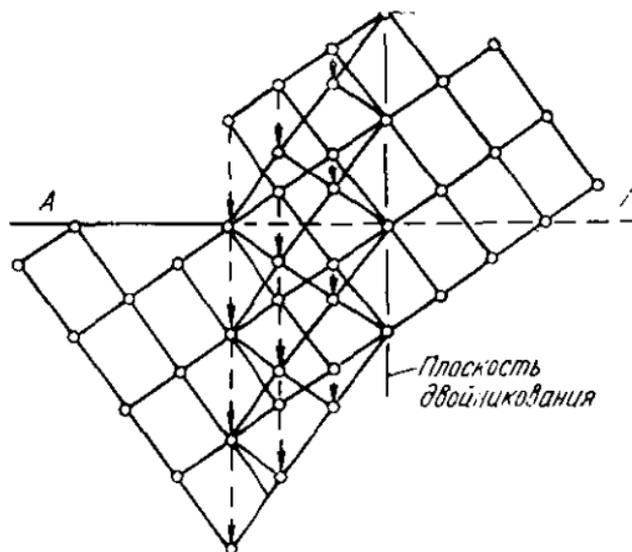


Рис. 28. Схема смещения атомов при образовании двойника

весьма сложно. Дело в том, что скорость процесса образования двойников обычно очень велика и последовательно проанализировать его не удастся. Считается, что двойник растет за счет перемещения особых двойникоующих дислокаций. Картину пластической деформации двойникованием изучают фактически только на макроуровне — наблюдая уже «готовые» двойники, число которых растет по мере увеличения степени деформации.

На границе двойника с окружающей матрицей всегда образуется дефект упаковки. Граница эта является когерентной. Она обладает относительно низкой энергией и высокой устойчивостью, сохраняясь даже после высокотемпературного отжига.

Вероятность образования двойников в том или ином металле с одним типом решетки тем больше, чем меньше энергия дефекта упаковки.

Напряжения, необходимые для роста двойников, чаще всего значительно выше требуемых для скольжения. Поэтому деформация только двойникованием наблюдается редко. Обычно она начинается путем скольжения, а

затем по достижении определенного уровня напряжений если дальнейшее скольжение затруднено (например, в г. к. металлах), идет двойникование. Иногда, наоборот, если кристалл с г. к. решеткой неблагоприятно ориентирован для базисного скольжения, его деформация начинается с двойникования. При этом ориентировка плоскостей скольжения может измениться таким образом, что в дальнейшем будет идти деформация скольжением.

Двойникование обычно не приводит к значительной остаточной деформации. Поэтому металлы, деформирующиеся только путем двойникования, малопластичны (например, висмут, сурьма).

4. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ И ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВОВ

Выше, рассматривая пластическую деформацию, мы абстрагировались не только от легирующих элементов но и от примесей, всегда присутствующих даже в технически чистых металлах. Однако картина пластической деформации реальных металлических материалов не отличается принципиально от рассмотренной. В то же время примеси и легирующие добавки в твердых растворах и в виде избыточных фаз могут оказывать заметное влияние на детали этой картины.

Инородные атомы могут вызывать изменение картины пластической деформации в основном за счет четырех эффектов: 1) образования примесных атмосфер на дислокациях, 2) изменения энергии дефекта упаковки, 3) увеличения сил трения при движении дислокаций и 4) упорядочения.

Образование на дислокациях примесных атмосфер (Коттрелла, Сузуки, Снука) затрудняет их перемещение, особенно при низких температурах, повышает напряжение, необходимое для начала работы дислокационных источников. На картине пластической деформации это может проявляться по-разному. Блокировка дислокационных источников затрудняет переход к новым системам скольжения, поэтому примеси могут вызывать, в частности, удлинение стадии легкого скольжения. В то же время такая блокировка приводит к началу пластической деформации при более высоких напряжениях, после разблокировки дислокаций, а в этих условиях облегчается множественное и поперечное скольжение, что особенно

важно для поликристаллов. Следует отметить, что эффективная блокировка достаточно большого количества дислокаций за счет образования примесных атмосфер возможна даже при очень низких концентрациях инородных атомов (10^{-2} — $10^{-3}\%$). Поэтому влияние блокировки дислокаций проявляется и в сплавах, и в легированных металлах технической чистоты.

Энергия дефекта упаковки при легировании чаще всего снижается. На примере благородных металлов первой группы с г. ц. к. решеткой показано, что величина этой энергии уменьшается тем сильнее, чем больше разница в валентностях матрицы и растворенного элемента. При значительных концентрациях последнего энергия дефекта упаковки может стать на порядок меньше, чем у металла-основы, в результате чего поперечное скольжение дислокаций сильно затруднится. Естественно, что это вызовет заметные изменения картины пластической деформации скольжением (см. § 2 этой главы).

Снижение энергии дефекта упаковки облегчает двойникование. Это имеет важное практическое значение: легирование, способствующее облегчению двойникования, используется как метод повышения пластичности хрупких металлов, в которых деформация скольжением не идет. Типичный пример легирования для облегчения двойникования — введение рения в хладноломкие о. ц. к. металлы (W, Mo, Cr). Даже в твердых растворах с г. ц. к. решеткой двойникование настолько облегчается, что мы часто встречаемся с ним при относительно высоких температурах (например, в медных сплавах — до ~ 500 К).

Инородные атомы в решетке твердого раствора являются центрами искажения, вокруг которых возникают поля упругих напряжений. Движение дислокаций в такой искаженной решетке затруднено по сравнению с чистым металлом — растут силы трения, препятствующие перемещению дислокаций. Эти силы становятся особенно значительными в результате упорядочения атомов внутри твердого раствора. В неупорядоченном растворе и при наличии ближнего порядка за счет увеличения сил трения затрудняется переход дислокаций в новые системы скольжения. Это приводит к тем же последствиям, что и затруднение поперечного скольжения за счет уменьшения энергии дефекта упаковки.

При образовании дальнего порядка пластическая деформация скольжением осуществляется за счет переме-

щения парных дислокаций, связанных антифазной границей. Это аналогично скольжению растянутых дислокаций, причем расстояние между полудислокациями в упорядоченном твердом растворе влияет на их поведение качественно так же, как ширина дефекта упаковки. В результате картина пластической деформации при множественном скольжении в сплаве с дальним упорядочением близка к той, которая наблюдается в металлах и твердых растворах с очень низкой энергией дефекта упаковки. Однако дальнему порядку соответствует короткая, а не удлиненная стадия легкого скольжения. Влияние дальнего порядка на пластическую деформацию наиболее заметно в растворах с г. ц. к. решеткой и значительно слабее — в о. ц. к. и г. к. растворах.

Все описанные эффекты влияния инородных атомов в твердом растворе на особенности пластической деформации (кроме упорядочения) проявляются тем четче, чем ниже температура деформации. С повышением температуры влияние примесей и легирующих элементов ослабляется из-за размытия примесных атмосфер и активного развития термически активируемых процессов. Выше $0,5-0,6 T_{пл}$ уже не наблюдается заметной разницы в картинах пластической деформации металла и твердого раствора на его основе.

Частицы избыточных фаз оказывают влияние до более высоких температур. Обычно в сплавах они находятся в окружении твердого раствора на базе основного металла. Каждая из частиц является эффективным барьером для движущихся дислокаций. Если расстояния между частицами достаточно малы, то стадия легкого скольжения может быть подавлена при любой ориентировке кристалла. Очевидно, частицы здесь эффективно тормозят дислокации уже на начальных стадиях деформации, способствуя множественному скольжению. Если сравнивать однофазный сплав — твердый раствор и тот же раствор, но с наличием выделений второй фазы, то в первом случае поперечное скольжение дислокаций будет идти легче. По мере увеличения деформации на начальных стадиях степень затруднения поперечного скольжения в двухфазном сплаве возрастает из-за образования дислокационных петель вокруг выделений и фактического уменьшения межчастичного расстояния, свободного для «проталкивания» дислокации и обхода ими частиц. После значительной деформации, когда плотность дислока-

ций станет достаточно большой, разница в легкости поперечного скольжения однофазного и двухфазного сплавов нивелируется. С увеличением расстояния между частицами эффект их влияния также ослабляется.

При определенных температурах непосредственно в процессе испытания в сплавах могут проходить различные фазовые превращения: полиморфные, выделение новых фаз в результате распада твердого раствора и др. Такие изменения структуры могут оказывать серьезное влияние на картину пластической деформации. Степень этого влияния определяется природой, количеством, размерами и другими характеристиками выделений новых или имевшихся в структуре фаз.

Список литературы

1. Новиков И. И. Дефекты кристаллической решетки металлов. М., «Металлургия», 1968. 188 с. с ил.
2. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. М., «Металлургия», 1970. 472 с. с ил.
4. Хонякомб Р. Пластическая деформация металлов. М., «Мир», 1972. 408 с. с ил.

Глава IV РАЗРУШЕНИЕ

Всякий процесс деформации по достижении достаточно высоких напряжений заканчивается разрушением. Процесс разрушения начинается с образования трещин субмикроскопических размеров и заканчивается макроскопическим разделением образца на отдельные части. Ряд важнейших механических свойств металлов и сплавов характеризует их сопротивление разрушению, величину или работу деформации до разрушения.

1. ТИПЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

В гл. I было показано три вида напряжений: сжимающие (отрицательные нормальные), растягивающие (положительные нормальные) и касательные. Сжимающие напряжения сами по себе не могут вызвать разрушения. Оно происходит под действием растягивающих

или касательных напряжений. В макроскопических теориях прочности различают два вида разрушения: 1) отрыв в результате действия растягивающих напряжений и 2) срез под действием касательных напряжений.

В табл. 6 представлены соответствующие схемы для ряда испытаний. Пользуясь этой таблицей, можно по внешнему виду разрушенных образцов определять вид разрушения (отрыв или срез), что в ряде случаев имеет практическое значение. Однако представленные схемы разрушения могут быть точно реализованы лишь в том случае, когда заданная при нагружении схема напряженного состояния остается неизменной от начала испытания и до окончательного разрушения образца. На самом деле эта схема может меняться как в процессе пластической деформации (например, при образовании шейки в растягиваемом образце — см. табл. 1), так и в

Таблица 6

Схемы разрушения путем отрыва и среза при различных механических испытаниях (по Я. Б. Фридману)

Вид испытания	Схема нагружения	Направление действия напряжений		Вид разрушения	
		нормальное	касательное	отрыв	срез
Растяжение					
Сжатие*					
Кручение					
Изгиб					

* При наличии контактных сил трения.

процессе разрушения — в результате развития трещин. Поэтому вид разрушенных образцов часто отличается от предсказываемого табл. 6. В таких случаях необходимо изучать направление развития трещин на начальных стадиях разрушения. Если схема напряженного состояния при деформации не меняется до разрушения, то по этим направлениям можно оценить, начинается ли разрушение под действием нормальных или касательных напряжений.

Считается, что отрыв может произойти без предварительной макропластической деформации, в то время как разрушению путем среза такая деформация всегда предшествует. Поэтому отрыв часто соответствует хрупкому, а срез — вязкому (пластичному) разрушению. Именно на эти два типа подразделяется большинство случаев разрушения в металловедении. Кроме хрупкого и вязкого, рассматриваются еще два более специфических типа разрушения — усталостное (см. гл. IX) и разрушение при ползучести (см. гл. VIII).

Внешне хрупкое и вязкое разрушение отличаются в первую очередь величиной пластической деформации перед разрушением. Теперь твердо установлено, что любому, в том числе хрупкому разрушению металлов и сплавов, предшествует какая-то пластическая деформация. Перед хрупким разрушением она обычно намного меньше, чем перед вязким, но четкой количественной границы здесь провести нельзя.

Оба типа разрушения — вязкое и хрупкое — включают в себя две стадии: 1) зарождение зародышевой трещины и 2) ее распространение. По механизму зарождения трещин хрупкое и вязкое разрушение принципиально не различаются. Качественное различие между ними связано со скоростью распространения трещины. При хрупком разрушении эта скорость очень велика — она достигает 0,4—0,5 скорости распространения звука в материале образца. В случае же вязкого разрушения трещина распространяется с относительно малой скоростью, соизмеримой со скоростью деформации образца.

В поликристаллах трещина при разрушении может распространяться по телу зерна или вдоль границ. Соответственно различают внутризеренное (транскристаллитное) и межзеренное (интеркристаллитное) разрушение. При низких температурах межзеренное разрушение обычно наблюдается в хрупких материалах и обусловле-

но наличием на поверхности границ зерен частиц хрупких избыточных фаз или сегрегации примесей. Такое разрушение может происходить также при повышенных температурах, в условиях интенсивного развития межзеренной деформации.

2. МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН

Как уже отмечалось, атомный механизм зарождения трещин качественно одинаков при хрупком и вязком разрушении. Современная трактовка этого механизма исходит из того, что зарождению трещины всегда предшествует какая-то пластическая деформация, т. е. движение дислокаций.

Наиболее часто трещины возникают у вершин скоплений дислокаций вблизи каких-либо барьеров: включений избыточных фаз, границ зерен, двойников, сидячих дислокаций и т. д. Из схемы на рис. 29 видно, что в

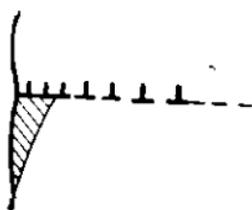


Рис. 29 Схема зарождения трещины у вершины дислокационного скопления (Стро)

непосредственной близости от барьера краевые дислокации в плоском скоплении могут под действием напряжений оказаться настолько тесно прижатыми друг к другу, что их экстраплоскости сливаются, а под ними образуется зародышевая микротрещина. Эта схема прямо предполагает необходимость некоторой пластической деформации, достаточной для образования дислокационных скоплений. Трещина образуется в плоскости, перпендикулярной плоскости скольжения дислокаций, под действием растягивающих напряжений, в результате концентрации касательных напряжений в головной части скопления. Расчеты показывают, что при действии такой модели трещина возникает, когда величина локальных касательных напряжений у вершины скопления достигнет значения $\sim 0,7$ модуля сдвига. Этому соответствует образование скопления из 10^2 — 10^3 дислокаций.

Для металлов с о. ц. к. решеткой одной из модификаций этой схемы является модель, предложенная Кот-

треллом (рис. 30). Допустим, что в растягиваемом образце дислокации с векторами Бюргерса $\frac{a}{2} [1\bar{1}\bar{1}]$ и $\frac{a}{2} [111]$ скользят в пересекающихся плоскостях (101) и

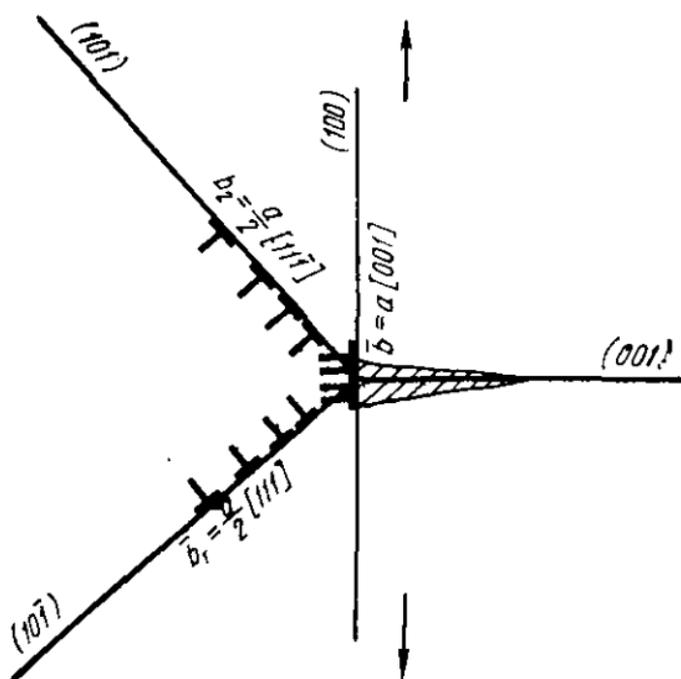


Рис. 30. Схема зарождения трещины в о.ц.к. мегаллах (по Коттреллу)

$(10\bar{1})$. При встрече этих дислокаций возникает новая, расположенная в плоскости (100) :

$$\frac{a}{2} [1\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{2} [111] \rightarrow a [001].$$

Многочисленное повторение этого взаимодействия приводит к слиянию новых дислокаций $a [001]$, что в конце концов вызывает образование зародышевой трещины. Схема Коттрелла не требует наличия барьеров для дислокаций в исходном состоянии. Барьеры, а затем дислокационные скопления и трещины образуются в результате пластической деформации.

Иногда трещина образуется не у вершины скопления, а внутри него. Отрыв по плоскости скольжения происходит под действием нормальных напряжений. Они возникают в результате искривления плоскостей сколь-

жения дислокациями, располагающимися в других плоскостях. Искривление поверхности скольжения при сдвиге вдоль нее вызывает появление нормальных напряжений. Эта схема, предложенная В. Л. Инденбомом, реализуется после значительной пластической деформации.

Зарождение трещин может происходить и без дислокационных скоплений. Так, в металлах с г. к. решеткой наблюдается возникновение трещин в результате перерезания малоугловой границы при пластической деформации. На рис. 31, *а* показана одна из таких границ

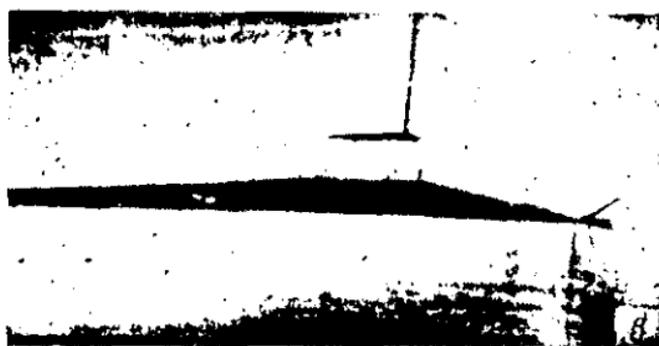
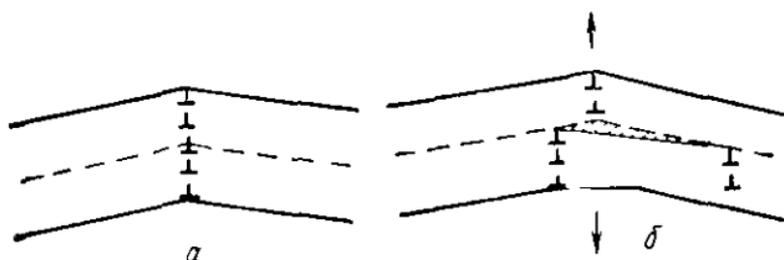


Рис. 31. Образование трещины в результате перерезания малоугловой границы при пластической деформации: *а* — картина до деформации; *б* — схема зарождения трещины; *в* — трещина, образовавшаяся в цинке (Гилман)

наклона в кристалле, пунктир здесь — след плоскости скольжения (базисной в г. к. решетке), по которой перемещаются дислокации при пластической деформации. Величина касательных напряжений в этой плоскости может оказаться настолько большой, что произойдет разрыв дислокационной стенки (см. рис. 31, *б*): ее концы разойдутся, а скачкообразно возникающая в результате этого растягивающая деформация может вызвать появ-

ление трещины. Картина, наблюдаемая в реальном кристалле цинка (см. рис. 31, в), очень близка к описанной схеме.

Часто зарождение трещин наблюдается в месте встречи двойника деформации с каким-либо прочным барьером, например границей зерна или другим двойником (рис. 32). Как известно, двойники распростра-

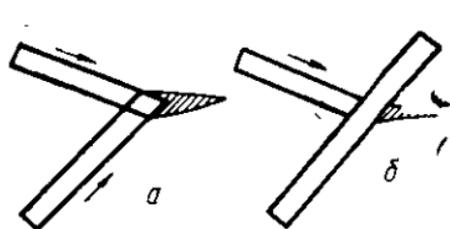


Рис. 32. Схема возникновения трещины при встрече развивающихся двойников (а) и торможения одного двойника другим (б)



Рис. 33. Схема зарождения трещины в стыке трех зерен за счет межзеренной деформации (Чэнг, Грант)

няются с высокой скоростью и возникающие при столкновении с препятствием напряжения не успевают релаксировать. Особенно благоприятные условия для зарождения трещины создаются при встрече растущего двойника деформации с ранее образовавшимся, для которого было характерно другое направление двойникования (см. рис. 32, б). В этом случае концентрация напряжений в месте встречи особенно велика.

В условиях сильно развитой межзеренной деформации увеличивается вероятность зарождения трещин на границах перемещающихся друг относительно друга кристаллитов. Рассмотрим стык трех зерен (рис. 33, а) в растягиваемом образце. Межзеренные смещения будут происходить в основном вдоль границ между зернами А — С и В — С, где действуют большие касательные напряжения (см. рис. 33, а). В результате трещина зарождается вблизи места стыка О и распространяется вдоль границ А — С и В — С (см. рис. 33, б). На практике с такой схемой зарождения трещин в результате межзеренных смещений встречаются обычно при высокотемпературных длительных испытаниях. В этих условиях возможно также зарождение пор (трещин) путем слияния вакансий (см. гл. VIII).

Рассмотренные основные схемы зарождения трещин показывают, что разрушение металлов с разной решет-

кой и микроструктурой может начинаться по-разному. Однако, в конечном итоге, сопротивляемость металла или сплава разрушению и характер разрушения определяются условиями, в которых оказывается возникшая по тому или иному механизму микротрещина. Вторая стадия разрушения — распространение трещины — является решающей.

3. ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Вязкое разрушение происходит после значительной пластической деформации (десятки процентов). Это наименее опасный вид разрушения, и ему уделяют не так много внимания, как хрупкому. Тем не менее анализ вязкого разрушения очень важен. Он позволяет, в частности, лучше понять механизм хрупкого разрушения и наметить меры его предотвращения. Вязкое разрушение важно при анализе поведения металлов в условиях обработки давлением, где создаются значительные пластические деформации, и разрушение, в том числе вязкое, недопустимо.

Наиболее характерным примером вязкого разрушения является образование «чашечного» излома в шейке растягиваемого образца (рис. 34, а). Шейка образуется

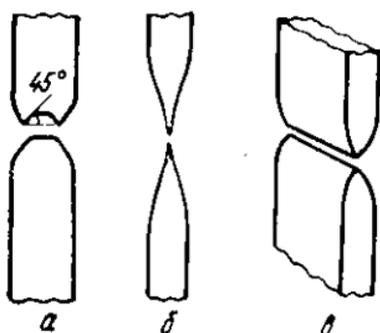


Рис. 34. Формы излома образцов при вязком разрушении после растяжения

после некоторого равномерного удлинения образца и является результатом локализации деформации в ограниченном объеме. Внутри шейки схема напряженного состояния усложняется по сравнению с исходным одноосным растяжением. В этих условиях и происходит зарождение и развитие вязких трещин.

Зародышевые трещины образуются по одной из выше описанных схем. Чаще всего в технических металлах и сплавах реализуется первая схема зарождения трещин — у скоплений дислокаций вблизи барьеров: различного рода включений, которые всегда содержатся в технических металлах. Возможно также появление первых трещин внутри хрупких включений, которые разрушаются раньше, чем образуются достаточно мощные

дислокационные скопления в матрице. Возникшие зародышевые трещины под действием напряжений начинают постепенно расти и по достижении микронных размеров уже легко выявляются при металлографическом анализе (рис. 35). На начальной стадии вязкого разрушения типичным является наличие множества мелких трещин (пор), концентрирующихся в основном в центральной части сечения шейки. По мере дальнейшего растяжения эти мелкие поры сливаются с образованием более крупных (см. рис. 35) и в конце концов в центре

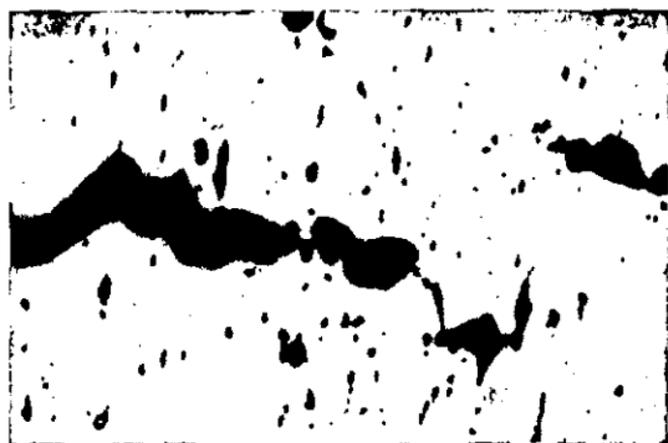


Рис. 35. Поры и образование центральной трещины в шейке растягиваемого медного образца (Паттик)

шейки образуется сплошная трещина, плоскость которой в макромасштабе располагается нормально внешнему растягивающему усилию. Следовательно, образование этой центральной трещины — результат разрушения путем отрыва. Дальнейший ее рост происходит за счет присоединения новых пор путем разрыва перемычек между ними и основной трещиной.

Для того чтобы понять, почему разрушение на начальных стадиях локализуется в центральной части шейки, необходимо проана-

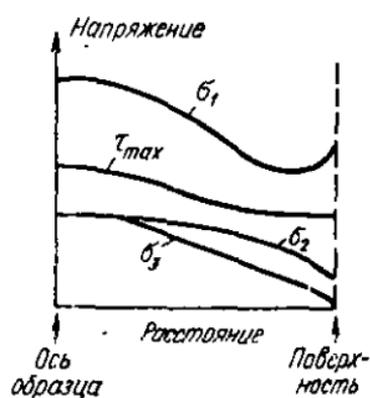


Рис. 36. Распределение напряжений по сечению шейки: σ_1 — продольное напряжение; σ_2 , σ_3 — поперечные нормальные напряжения

лизировать распределение напряжений по сечению шейки. Как видно из рис. 36, вблизи центра образца все напряжения максимальны. Особенно велико здесь продольное растягивающее напряжение σ_1 , в то время как касательные напряжения распределены гораздо более равномерно. В результате трещины возникают и развиваются в средней части сечения шейки, и здесь же происходит разрушение путем отрыва с образованием центральной трещины.

По достижении центральной трещиной периферийных слоев шейки все напряжения локализуются в этих неразрушенных периферийных участках. Скорость распространения трещины резко возрастает, меняется и направление ее развития. В стенках шейки действуют в основном продольные напряжения и соответственно касательные в плоскостях, наклоненных под углом $\sim 45^\circ$ к оси образца. Из-за локализации пластической деформации в плоскостях действия максимальных касательных напряжений дальнейшее разрушение идет путем среза. В результате центральная часть трещины образует «дно», а периферийные — конусные «стенки» чашки излома (см. рис. 34, а). Как видно, незначительная пластическая деформация не только предшествует вязкому разрушению, но и продолжается в процессе его развития.

Кроме рассмотренного случая вязкого разрушения, возможно образование изломов другой формы. Последняя определяется геометрией образца, характером его деформации и степенью пластичности. Например, монокристаллы, а также поликристаллы высокоуглеродистой стали и некоторых металлов с низкой пластичностью могут при низких температурах вязко разрушаться без образования шейки, давая «плоскую» поверхность разрушения после сдвиговой деформации вдоль сечения образца под углом $\sim 45^\circ$ к оси растяжения. Наоборот, при растяжении цилиндрических образцов с высокой пластичностью, в частности сверхпластичных, относительное сужение близко к 100% и шейка превращается в точку (см. рис. 34, б). У аналогичных плоских образцов шейка вырождается в линию (см. рис. 34, в), располагающуюся под углом $\sim 45^\circ$ к оси растяжения. Вообще при вязком разрушении растягиваемых плоских образцов из-за локализации пластической деформации в плоскостях действия максимальных касательных напряжений часто получается излом, характерный для разруше-

ния путем среза. Естественно, что при изменении схемы нагружения образца геометрия излома меняется, что видно из табл. 6.

Вне зависимости от макрогеометрии вязкий излом в шейке характеризуется рядом общих особенностей своей структуры. При визуальном осмотре невооруженным глазом он обычно матовый, неровный, часто со следами пластической деформации в виде грубых полос скольжения. Вязкое разрушение, как правило, бывает внутризерненным. Тонкую структуру излома выявляют с помощью фрактографического анализа — исследования структуры поверхности разрушения в световом и электронном (с помощью реплик) микроскопах. Фрактографический анализ, получивший широкое развитие в последние годы, дает важную информацию о механизме разрушения. На рис. 37 показан типичный пример микро-



Рис. 37. Микроструктура реплики с поверхности вязкого излома хромошнелевой стали. X5000 (Хоникомб)

структуры вязкого излома. У него характерный рельеф, образуемый совокупностью отдельных фасеток, каждая из которых соответствует либо бывшей микропоре (трещине), либо перемычке между порами, которая разрушилась при их слиянии. На поверхности этих перемычек, а также на дне некоторых ямок (следов пор) часто вид-

ны линии скольжения, образовавшиеся при пластической деформации перед разрушением. На дне многих ямок выявляются частицы избыточных фаз (на рис. 37 — включений сульфидов), что как раз и служит доказательством возникновения большинства зародышевых трещин у этих включений.

На «стенках» чашечного излома наблюдаются сильно вытянутые лунки, а также области, не имеющие характерных особенностей структуры. Эти области имеются также на поверхности «плоского» излома. Они являются результатом разрушения металла вдоль поверхности локализованного интенсивного сдвига.

Общего количественного критерия вязкого разрушения не существует. Для ограниченного интервала условий таким критерием может служить величина либо деформации, либо минимального нормального или касательного напряжения, достаточного для развития вязкого разрушения.

4. ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

С практической точки зрения хрупкое разрушение гораздо важнее, чем вязкое. Это наиболее опасный вид разрушения, идущий катастрофически быстро и под действием сравнительно низких напряжений. Поэтому сведения о механизме хрупкого разрушения и условиях, которые ему способствуют или его затрудняют, особенно важны.

Как уже отмечалось, металлы и сплавы идеально хрупко т. е. без предшествующей пластической деформации, не разрушаются. Хрупкая трещина, так же как и вязкая, возникает по современным воззрениям в результате пластической деформации.

Хрупкая трещина (трещина скола) при внутризеренном разрушении обычно распространяется вдоль кристаллографической плоскости с малыми индексами. Например, в металлах с г. к. решеткой — по плоскости базиса, в о. ц. к. решетке — вдоль $\{001\}$. При межзеренном разрушении хрупкая трещина в однофазных материалах распространяется по поверхности границ зерен, а при наличии на границах второй фазы — вдоль межфазной поверхности или вдоль поверхности скола внутри включений. В зависимости от характера распространения трещины структура поверхности разрушения полу-

чается различной. В целом структура поверхности скола резко отличается от вязкого излома. При простом осмотре хрупкий излом обычно блестящий или имеет цвет фаз, расположенных по границам зерен. Под микроскопом видно, что внутрикristаллитный хрупкий излом не идеально гладок. На поверхности скола обычно имеются ступеньки, придающие структуре вид «речных узор» (рис. 38). В поликристаллических образцах вид этих

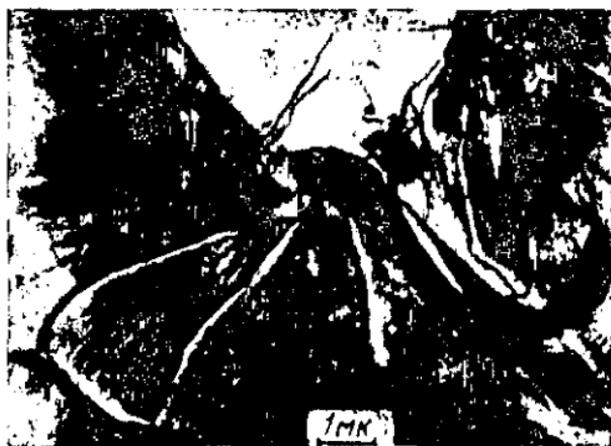


Рис. 38. «Речные узоры» на поверхности хрупкого скола поликристаллического железа, разрушенного при 77 К (Люу)

узор» при переходе от зерна к зерну меняется. Каждая линия речного узора соответствует разнице в уровнях, т. е. ступеньке на поверхности излома. Появление ступенек в некоторых случаях связано с тем, что разрушение идет путем распространения одновременно нескольких параллельных трещин, которые соединяются друг с другом вследствие разрыва тонких перемычек. Однако в большинстве случаев хрупкое разрушение происходит путем распространения одной трещины. В этом случае причиной образования уступов может быть, например, пересечение трещиной винтовых дислокаций, которые располагаются на пути распространения фронта трещины. Если она развивается вдоль кристалла (рис. 39, а) и встречает на своем пути, скажем, две винтовые дислокации, то после разделения кристалла на две половины поверхность каждой из них будет содержать две ступеньки переменной высоты (рис. 39, б), что легко

представить себе, вспомнив атомную схему винтовой дислокации.

В процессе развития трещины такие ступеньки могут укрупняться. В результате пересечения множества дислокаций возникают ступеньки, высота которых доста-

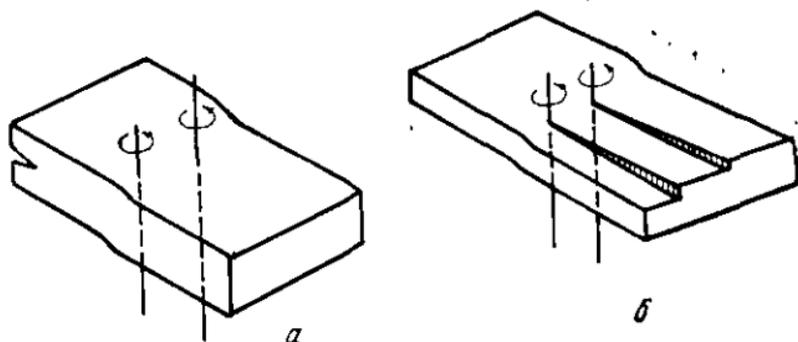


Рис. 39. Кристалл с винтовыми дислокациями (а) и образованные ступенек на поверхности его хрупкого излома после разрушения (б)

точно для их выявления при микроскопическом анализе (см рис. 38).

Другой возможный механизм возникновения ступенек на поверхности скола — появление зародышевой микротрещины в другой плоскости и ее постепенный переход в плоскость скола с образованием ряда уступов.

Краевые дислокации не могут быть причиной образования ступенек; на малоугловых наклонных границах хрупкая трещина только меняет направление.

Рельеф межзеренного хрупкого излома в однофазном металле или сплаве соответствует форме межкристаллитной границы. Обычно он относительно гладкий, а имеющиеся неровности имеют микроскопические размеры. При наличии на границах зерен выделений избыточной фазы они легко выявляются в структуре излома. По этой структуре можно более точно, чем при металлографическом анализе поверхности шлифа, оценить истинную форму, размеры и долю межзеренной поверхности, занимаемой частицами второй фазы. На шлифе частицы могут быть тонкими и прерывистыми, так как выявляются их произвольные сечения, а фрактографический анализ может показать, что поверхность их сильно развита и они занимают значительную часть площади излома. Естественно, что такие частицы будут резко об-

легчать хрупкое межзеренное разрушение. По микроструктуре излома можно установить, идет ли разрушение вдоль границы между матрицей и избыточной фазой (тогда выделения будут видны только на одной поверхности излома, а на второй мы увидим их «оттиски») или распространяется по телу хрупких включений.

Критерий Гриффитса для хрупкого разрушения

Хрупкое разрушение легче поддается количественному анализу. Для идеально хрупкого разрушения упругого тела, когда пластическая деформация совсем не идет, широко используется критерий Гриффитса:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}. \quad (39)$$

Здесь σ — наименьшее растягивающее напряжение, необходимое для распространения трещины как хрупкой;

E — модуль Юнга;

γ — поверхностная энергия стенок трещины, отнесенная к единице ее площади;

c — половина длины трещины.

Критерий (39) исходит из положения о том, что трещина распространяется, если увеличение γ меньше энергии деформации, высвобождающейся в результате роста трещины.

По уравнению (39) напряжение обратно пропорционально корню квадратному из длины трещины. Значит в процессе распространения трещины необходимое для этого напряжение уменьшается, следовательно, это процесс самоускоряющийся. При этом предполагается, что хрупкий материал еще до испытания содержит трещину или трещины, у вершин которых концентрируются напряжения, постепенно достигающие значений, достаточных для распространения трещин.

При хрупком разрушении металлов и сплавов до начала образования трещины и в процессе ее распространения идет пластическая деформация. В этих условиях γ в уравнении Гриффитса, очевидно, характеризует общую энергию, необходимую для увеличения единичной площади трещины. Сюда входит не только истинная

поверхностная энергия γ' , но и работа пластической деформации A , которую необходимо затратить для развития трещины.

В случае хрупкого разрушения металлов исходят из того, что трещины, как показано в § 2 настоящей главы, зарождаются в результате пластической деформации. При этом возможны все описанные выше схемы зарождения.

Возникшая по тому или иному механизму трещина в определенных условиях может превратиться в «гриффитсовскую», т. е. она будет распространяться как трещина скола. Основным условием для этого является ее достаточно большая длина и малая величина работы пластической деформации.

Переход их хрупкого состояния в пластичное

Хрупкое разрушение для любого металлического материала наблюдается лишь в определенном диапазоне условий испытания, обработки или эксплуатации. Склонность к хрупкому разрушению особенно сильно зависит от температуры. Чем она ниже, тем обычно больше вероятность хрупкого разрушения. Поэтому в определенных условиях на температурной зависимости показателя пластичности технических металлов и сплавов выявляется интервал температур перехода ($\Delta T_{хр}$, рис. 40) из хрупкого состояния (близкие к нулю показатели пластичности) в пластичное (значительные по величине показатели пластичности).

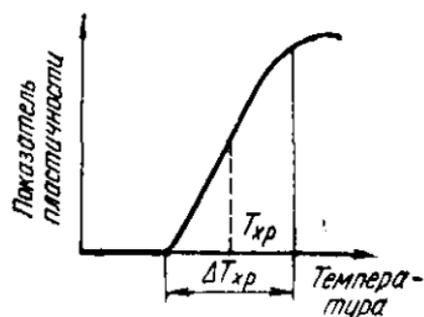


Рис. 40. Температурная зависимость показателя пластичности

Вместо интервала температур часто используют какую-то одну температуру перехода $T_{хр}$ — верхнюю или нижнюю границы интервала $\Delta T_{хр}$, либо температуру, соответствующую середине этого интервала (см. рис. 40). Иногда $T_{хр}$ оценивают как температуру, соответствующую определенной доле хрупких по структуре участков излома образца. Значение $T_{хр}$ широко используется как характеристика склонности того или иного материала к хруп-

кому разрушению: чем выше $T_{хр}$, тем больше эта склонность.

Однако температура перехода из хрупкого состояния в пластичное не является константой материала. Она сильно зависит от его структуры, а также от условий испытания. Чем жестче схема испытания (меньше коэффициент мягкости α) и больше скорость деформации, тем выше $T_{хр}$. Сильно влияют на $T_{хр}$ различного рода надрезы в образце, специально наносимые или естественные, имеющиеся на поверхности любого образца в виде рисок. Поэтому чем выше качество обработки поверхности образца, тем ниже $T_{хр}$ при прочих равных условиях. У пластичных по своей природе материалов переход в хрупкое состояние при мягких схемах испытания может не проявиться вплоть до абсолютного нуля. В таких материалах $T_{хр}$ удастся определить только при использовании более жестких испытаний, в частности динамических (ударных) испытаний образцов с надрезом. Таким образом сравнение $T_{хр}$ разных материалов имеет смысл только в случае идентичности условий определения этой температуры.

Особо важным является хрупкое разрушение в тех случаях, когда оно происходит при достаточно высоких температурах — комнатной и выше. Такие металлы и сплавы, у которых температура перехода из пластичного состояния в хрупкое во многих случаях лежит выше комнатной, называют хладноломкими. Хладноломкость — большая проблема, особенно острая для многих металлов и сплавов с о. ц. к. решеткой.

Для объяснения того, почему может происходить переход из хрупкого состояния в пластичное, часто привлекают классическую схему А. Ф. Иоффе (рис. 41). На этой схеме сопоставляются температурные зависимости хрупкой прочности — разрушающего напряжения S_p (соответствует напряжению σ по критерию Гриффитса) и напряжения, необходимого для начала пласти-

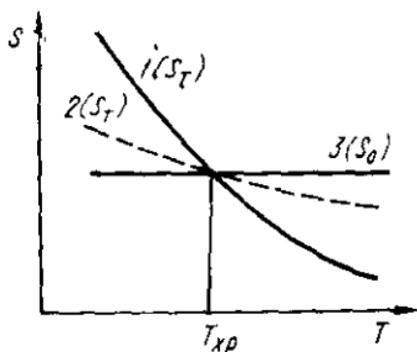


Рис. 41. Схема А. Ф. Иоффе к объяснению температуры перехода из хрупкого состояния в пластичное:
1, 2 — температурные зависимости предела текучести S_T ; 3 — хрупкой прочности S_0 .

ческой деформации (предела текучести S_T). Величина S_0 очень слабо зависит от температуры, предел же текучести обычно более или менее резко падает при нагреве (см. рис. 41). Температура перехода T_{xp} соответствует здесь точке пересечения кривых S_0 и S_T . Ниже T_{xp} разрушающее напряжение достигается раньше, чем предел текучести S_T , и разрушение происходит хрупко, без предварительной пластической деформации. Выше T_{xp} при нагружении образца в процессе испытания вначале достигается S_T , идет пластическая деформация, а затем уже разрушение, которое в этих условиях в основном вязкое.

Схема Иоффе применима для макрообразца и не учитывает локальной концентрации напряжений у вершины распространяющейся трещины. Если же напряжения здесь значительно превзойдут предел текучести, то в процессе развития трещины будет проходить значительная пластическая деформация и работа этой деформации может оказаться настолько большой, что в соответствии с критерием Гриффитса трещина уже не сможет распространяться как хрупкая. Поэтому для того, чтобы ниже T_{xp} на рис. 41 действительно происходил переход из пластичного состояния в хрупкое, необходима достаточно резкая температурная зависимость S_T (рис. 41, кривая 1). Тогда ниже T_{xp} даже у вершины трещины напряжения не превзойдут S_T . Если же предел текучести в принятых условиях испытания слабо зависит от температуры (рис. 41, кривая 2), то перехода из хрупкого состояния в пластичное наблюдаться не будет.

У материалов с резкой температурной зависимостью предела текучести обычно наблюдается и сильная чувствительность S_T к скорости деформации: увеличение скорости вызывает рост предела текучести. Это также способствует хрупкому разрушению. Дело в том, что скорость пластической деформации вблизи вершины распространяющейся трещины близка к скорости ее развития. При хрупком разрушении эта скорость велика, что определяет высокий предел текучести у вершины трещины. В результате перед быстро движущейся трещиной пластическая деформация затруднена, работа ее мала и трещине легче распространяться как хрупкой.

Большинство современных теорий хрупкого разрушения так или иначе базируется на схеме Иоффе. При этом учитывается зарождение трещины в результате образова-

ния дислокационных скоплений и слияния групп дислокаций. Напряжения, необходимые для действия такого механизма зарождения трещины, меньше, чем напряжения, обеспечивающие развитие трещины как хрупкой. Поэтому если предел текучести меньше S_0 по схеме Иоффе или σ по критерию Гриффитса, но превышает напряжение, нужное для слияния дислокаций, то происходит образование множества микротрещин, развитие которых затруднено.

По Коттреллу, если для формирования зародыша трещины необходимо n дислокаций, то величина na будет характеризовать относительное смещение поверхностей возникшей трещины, если a — межатомное расстояние в плоскости трещины. Тогда условие перехода от стабильной зародышевой микротрещины к непрерывно растущей будет

$$na\sigma \approx 2\gamma, \quad (40)$$

где σ — внешнее приложенное напряжение.

Фактически уравнение (40) — разновидность критерия Гриффитса.

Охрупчивание не всегда является результатом снижения температуры. В некоторых случаях оно наблюдается при повышении температуры. Причинами перехода из пластичного состояния в хрупкое при нагреве могут быть старение, упорядочение и т. д. Например, в результате деформационного старения закаленная сталь охрупчивается при нагреве до 423—573 К (явление синеломкости). На температурных зависимостях показателей пластичности иногда наблюдается по несколько «провалов» пластичности, каждый из которых имеет свою природу.

Способы борьбы с хладноломкостью

Основная опасность хрупкого разрушения в том, что оно идет под действием относительно низких напряжений. Основываясь на критерии Гриффитса и факторах, определяющих температуру перехода из хрупкого состояния в пластичное, можно в общем виде сформулировать принципиальные направления борьбы с хладноломкостью. В каждом конкретном случае они могут быть реализованы за счет: 1) изменения химического состава (очистка от примесей или легирование) и 2) воздействия на структуру через режимы плавки, кристаллиза-

ции, обработки давлением, термической обработки, спекания и т. д.

По Гриффитсу величина напряжения, при котором трещина распространяется как хрупкая, является функцией модуля упругости E , поверхностной энергии стенок трещины γ' , работы пластической деформации A и длины трещины s . Модуль упругости представляет собой константу материала и его можно существенно изменить только путем сильного легирования. Поверхностная энергия γ' также трудно поддается регулированию, тем более что факторы (в основном легирование), увеличивающие γ' , часто затрудняют пластическую деформацию, уменьшая A . Остаются два параметра — A и s , через которые обычно и оказывают воздействие на величину разрушающего напряжения.

Для увеличения работы пластической деформации используют все способы для увеличения подвижности дислокаций. Например, в случае хладноломких металлов с о. ц. к. решеткой стремятся освободиться от примесей, которые тормозят движение дислокаций и приводят к резкой температурной зависимости предела текучести в области температур перехода из хрупкого состояния в пластичное. Облегчению пластической деформации у вершины трещины будет способствовать и устранение других барьеров, тормозящих перемещение дислокаций (дислокационных барьеров, дисперсных частиц второй фазы и т. д.).

Длина зародышевой трещины обусловлена степенью концентрации напряжений у места ее возникновения. Если исходить из схем зарождения трещин у дислокационных скоплений, то длина s должна определяться мощностью этих скоплений. Последняя же представляет собой функцию числа систем скольжения и длины свободного пробега дислокаций. Чем больше локализовано перемещение дислокаций в отдельных плоскостях и направлениях, тем больше вероятность зарождения длинных трещин. Наоборот, если дислокации на начальных стадиях деформации перемещаются по множеству систем, но на более короткие расстояния, то зародышевые трещины получаются короче. Этому способствует и измельчение зерна. Последнее оказывает благотворное влияние и по другой причине. Границы зерен затрудняют переход трещины скола из одного зерна в другое, поскольку такой переход связан с изменением направле-

ния распространения трещины (плоскости скола в разных зернах имеют различную ориентировку). Чем мельче зерно, тем больше развита межзеренная поверхность и тем труднее развиваться хрупкой трещине.

Уменьшить пути сдвигов и укоротить зародышевую трещину можно введением в основную матричную фазу дозированного количества частиц второй фазы, расстояние между которыми будет достаточным для свободного перемещения дислокаций на ограниченные расстояния.

Для затруднения межзеренного хрупкого разрушения надо стремиться уменьшать сегрегацию примесей на границах зерен и предотвращать выделение на них хрупких избыточных фаз, особенно в виде сплошных пленок.

Список литературы

1. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. Изд. 2-е. М., Оборонгиз, 1952. 555 с. с ил.
2. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. М., «Металлургия», 1970. 472 с. с ил.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М., «Мир», 1972. 408 с. с ил.
4. Лоу Дж. Р. — В кн.: Разрушение твердых тел. М., «Металлургия», 1967, с. 7—21 с ил.

Глава V СТАТИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ

В большинстве случаев металлические материалы в конструкциях работают под статическими нагрузками. Поэтому статические испытания широко распространены и проводятся с использованием разных схем напряженного состояния в образце. К основным разновидностям статических испытаний относятся испытания на растяжение, сжатие, изгиб и кручение.

ИСПЫТАНИЯ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Испытания на одноосное растяжение — наиболее распространенный вид испытаний для оценки механических свойств металлов и сплавов. Одноосное растяжение сравнительно легко подвергается анализу, позволяет по результатам одного опыта определять сразу несколько важных механических характеристик мате-

риала, являющихся критерием его качества и необходимых для конструкторских расчетов.

Методы испытания на растяжение стандартизованы. Имеются отдельные стандарты на испытания при комнатной температуре (ГОСТ 1497—61), при повышенных — до 1473°K (ГОСТ 9651—61) и пониженных — от 273 до 173°K (ГОСТ 11150—65) температурах. В них сформулированы определения характеристик, оцениваемых в результате испытания, даны типовые формы и размеры образцов, основные требования к испытательному оборудованию, методика проведения испытания и подсчета результатов.

1. ОБРАЗЦЫ И МАШИНЫ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА РАСТЯЖЕНИЕ

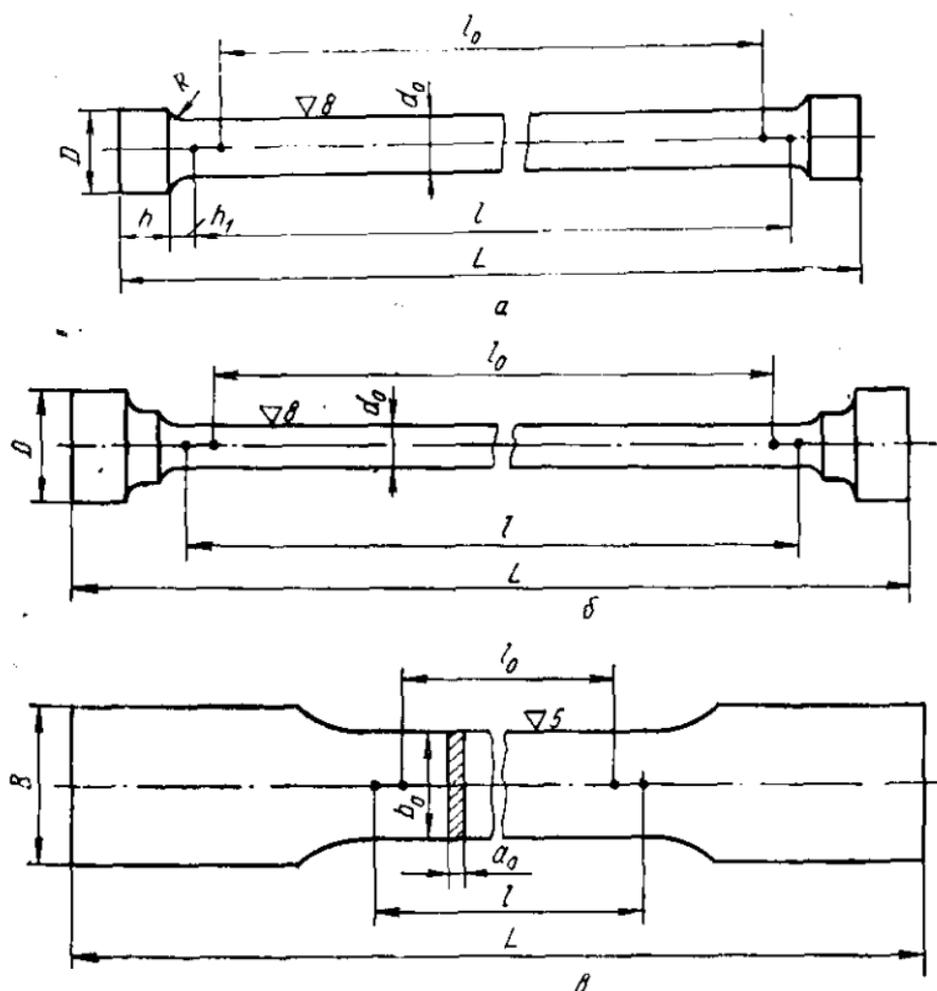
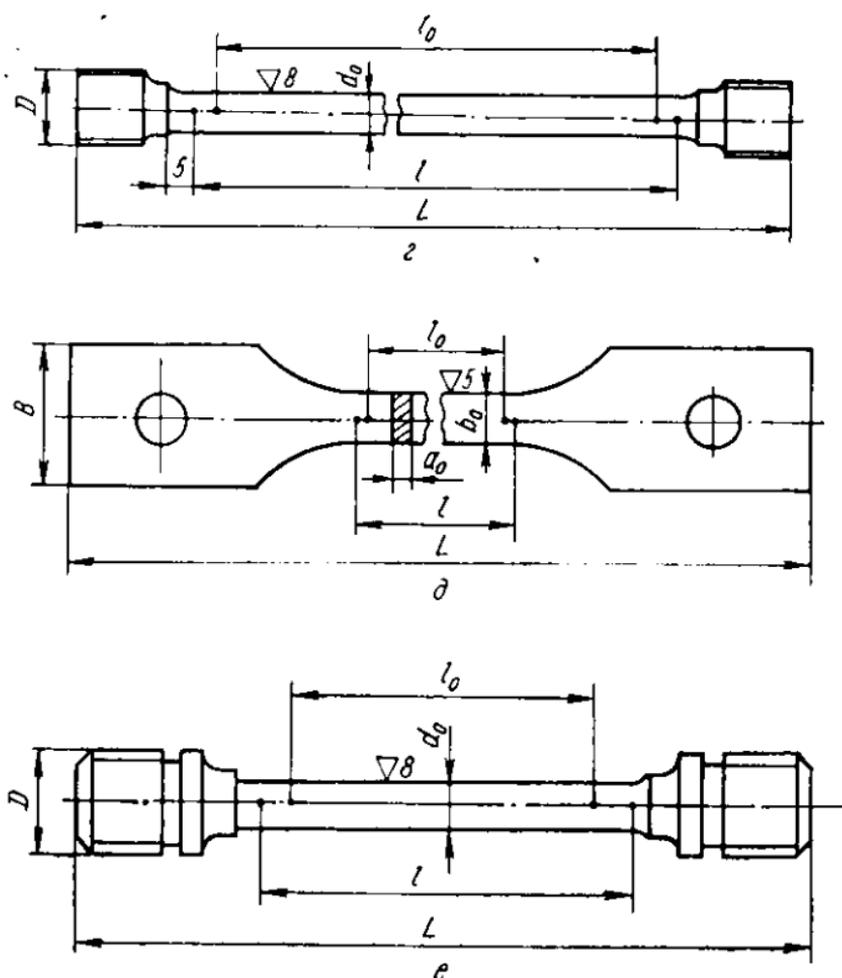


Рис. 42. Стандартные образцы для испытаний при различных температурах: прицательных ГОСТ 11150—65

Для обеспечения на определенной длине образца (на его рабочей части) линейного напряженного состояния растяжения растягивающие усилия должны быть приложены в центре тяжести сечения образца и направлены строго вдоль его продольной оси.

На практике для испытаний на растяжение используют образцы с рабочей частью в виде цилиндра (цилиндрические образцы) или стержня с прямоугольным сечением (плоские образцы). На рис. 42 показаны наиболее часто используемые стандартные образцы для испытаний при комнатной (*a* — *в*), повышенных (*г*, *д*) и отрицательных (*е*) температурах. Помимо основной рабочей части, большинство образцов имеет головки различной



— *в* — комнатной, ГОСТ 1497-61; *г*, *д* — повышенных, ГОСТ 9651-61; *е* — от-

конфигурации для крепления в захватах. Основные размеры образца:

1) рабочая длина l — часть образца между его головками или участками для захвата с постоянной площадью поперечного сечения;

2) начальная расчетная длина l_0 — участок рабочей длины, на котором определяется удлинение;

3) начальный диаметр рабочей части d_0 — для цилиндрических образцов или начальная толщина a_0 и ширина b_0 рабочей части — у плоских образцов.

Между размерами образца должны существовать определенные соотношения. В частности, рабочая длина цилиндрических образцов должна быть не менее $l_0 + d_0$,

а у плоских $l \geq l_0 + \frac{b_0}{2}$. Расчетная длина $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$ («короткие» образцы) или $l_0 = 11,3\sqrt{F_0}$ («длинные» образцы), где F_0 — начальная площадь поперечного сечения в рабочей части. Для цилиндрических образцов это равнозначно тому, что $l_0 = 5d_0$ и $l_0 = 10d_0$. Действительно, для длинного образца, например,

$$\frac{l_0}{\sqrt{F_0}} = \frac{10 d_0}{\sqrt{\frac{\pi d_0^2}{4}}} = \frac{20}{\sqrt{\pi}} \approx 11,3. \quad (41)$$

Абсолютные размеры образцов могут меняться в широких пределах. В частности, диаметр рабочей части цилиндрических образцов $d_0 = 3—25$ мм, у плоских $a_0 = 0,5—25$, $b_0 = 10—30$ мм. При этом для каждой формы (типа) образца ГОСТ устанавливают свой диапазон основных размеров. Цилиндрические образцы с $d_0 = 10$ и $l_0 = 100$ или 50 мм считаются основными. Образцы всех остальных диаметров называются пропорциональными. На практике для испытаний при комнатной температуре чаще всего используют так называемые «гагаринские» цилиндрические короткие образцы с $d_0 = 6$ и $l_0 = 30$ мм (см. рис. 42,а). Из плоских наибольшее распространение получили образцы с конфигурацией, показанной на рис. 42,в. У этих образцов $a_0 = 1—2$ и $l_0 = 50—70$ мм.

В некоторых случаях, например при работе с малогабаритными изделиями или дефицитными материалами, возникает необходимость в определении свойств образцов, меньших по размерам, чем установлено стандартом. Такие «микрообразцы» могут иметь $d_0 \leq 1$ мм, а $l_0 = 4—7$ мм.

Помимо формы и размеров в стандартах оговорено также необходимое качество обработки поверхности цилиндрических и плоских образцов. Поверхностный слой плоских образцов, например вырезанных из прокатанного листа, не должен подвергаться никакой обработке.

Как видно, все требования по форме, размерам и качеству образцов для испытаний на растяжение базируются на тех общих соображениях и правилах, которые были изложены в разделе об условиях подбора механических испытаний (§ 5 гл. I).

Машины для испытаний на растяжение очень разнообразны. Многие из них универсальны и могут использоваться при проведении других статических испытаний. Испытательные машины состоят из приводного устройства, обеспечивающего плавное деформирование образца, и силоизмерительного механизма, с помощью которого измеряется сила сопротивления образца создаваемой деформации.

По принципу действия приводного устройства различают машины с механическим и гидравлическим приводами. В машинах с механическим приводом от электродвигателя (рис. 43,а) подвижный захват 3 связан с гру-

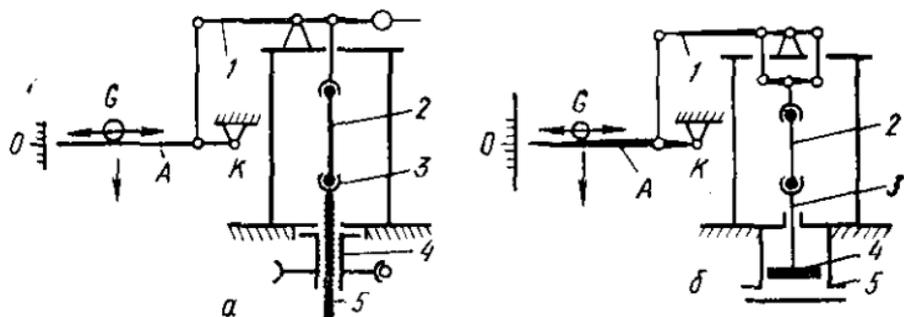


Рис. 43. Схемы испытательных машин:
а — с механическим приводом; б — с гидравлическим приводом

зовым винтом 5, находящимся в зацеплении с гайкой 4. Движение от электродвигателя через редуктор передается гайке. Вращаясь, она перемещает винт с захватом, растягивая испытываемый образец 2. Машины с механическим приводом обычно имеют относительно небольшую мощность — они, как правило, рассчитаны на разрушающие усилия не более 5—10 Т.

Гидравлический привод используется в машинах большей мощности, рассчитанных на нагрузки 5—100 Т и

выше. В этих машинах (рис. 43,б) подвижный захват 3 связан с поршнем 4, который перемещается в рабочем цилиндре 5 под давлением жидкости (обычно масла), создаваемым насосом.

На машинах с гидравлическим приводом труднее поддерживать заданную скорость деформирования¹ образца 2, чем при использовании механического привода. По мере увеличения сопротивления материала образца деформированию растет давление масла в рабочем цилиндре. При этом усиливается просачивание жидкости через зазор между цилиндром и поршнем и скорость деформирования уменьшается. Для ее поддержания на постоянном уровне необходимо увеличивать подачу жидкости в цилиндр пропорционально ее утечке. Этот недостаток машин с гидравлическим приводом существен, когда механические свойства испытываемого материала заметно зависят от скорости деформации, например при повышенных температурах.

Гидравлические машины чаще используют на заводах для испытания больших образцов, в то время как для исследовательских работ больше пригодны машины с механическим приводом.

Для измерения силы сопротивления образца деформации используют несколько типов устройств. Наиболее распространенными из них являются: рычажные, маятниковые, торсионные, электротензометрические силоизмерители, месдозы.

Принцип действия рычажного силоизмерителя 1 ясен из рис. 43. Когда образец перемещается вниз вместе с подвижным захватом, то верхний захват, следуя за образцом, также смещается вниз и стремится поднять кверху рычаг *A*, на котором имеется подвижный груз *G*. Передвигая этот груз влево, можно сохранить горизонтальное положение рычага *A*, уравновесив таким образом поданное на образец усилие. При этом величина смещения груза *G* относительно оси поворота рычага (точка *K*) будет пропорциональна силе сопротивления образца деформации. Остается определить коэффи-

¹ Скорость деформирования и скорость деформации — разные понятия. Первая характеризует изменение длины образца в единицу времени; обычно используется размерность мм/мин или мм/с. Скорость деформации — изменение относительного удлинения (в % или долях от расчетной длины) в единицу времени. Ее размерность %/мин, %/с или мин⁻¹, с⁻¹.

циент пропорциональности, что легко сделать по результатам тарировки, подавая на образец известные нагрузки. Для быстрого измерения усилий на рычаге *A*, называемом измерительным, наносится проградуированная шкала делений. Нуль шкалы располагается в точке *K*, а левый свободный конец рычага соответствует максимальному усилию.

Еще большее распространение получил маятниковый силоизмеритель (рис. 44), отличающийся высокой надежностью. Здесь усилие на образец уравнивается тяжелым маятником *G*, связанным через систему рычагов с верхним захватом машины. Когда образец растягивается и верхний захват смещается вниз, маятник отклоняется на какой-то угол α от своего равновесного вертикального положения до тех пор, пока не уравновесит действующее на образец усилие. Маятник связан со стрелкой измерительного прибора, шкала которого проградуирована в единицах силы (обычно в килограммах).

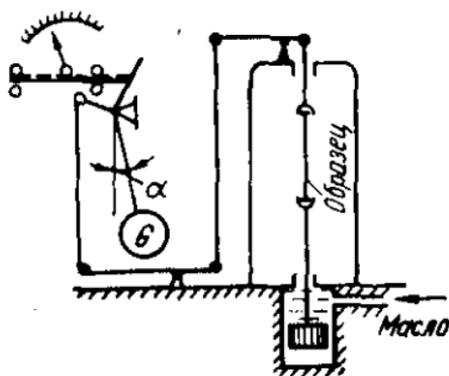


Рис. 44. Схема гидравлической машины с маятниковым силоизмерителем

Рычажные и маятниковые силоизмерители успешно применяют при малых скоростях деформирования ($\leq 20-40$ мм/мин) и плавном изменении силы сопротивления образца деформации. В иных условиях из-за большой инерционности этих типов силоизмерителей измерение усилий выполняется со значительными ошибками. Например, при резком увеличении усилия в образце маятник по инерции поднимается выше положения равновесия, а затем возвращается обратно. Возникают колебания маятника, которые хотя и затухают, но могут серьезно нарушить точность оценки силы сопротивления образца деформации.

Значительно меньшей инерционностью отличаются месдозы и торсионные силоизмерители, используемые в гидравлических машинах. В месдозе (рис. 45) усилие *P* на образце измеряется манометром, перемещение стрелки которого пропорционально силе *P*, действующей на жидкость *1* через поршень *5* и эластичную мембрану *3*.

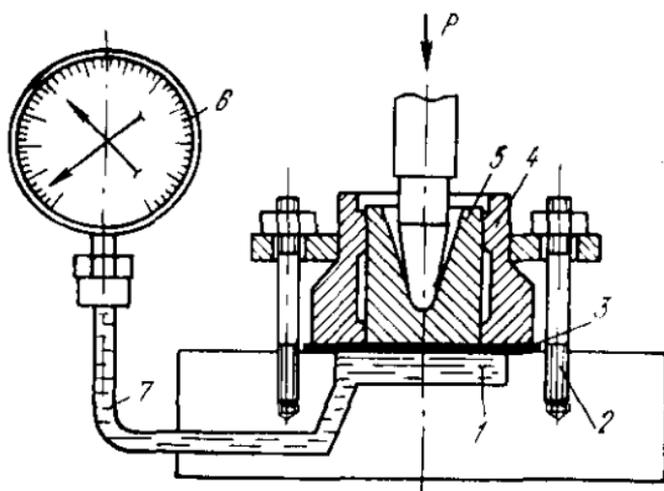


Рис. 45. Схема гидравлической мессдозы (Л. Т. Тимошук):
 1 — жидкость; 2 — прижимной болт; 3 — мембрана; 4 — направляющий цилиндр; 5 — поршень; 6 — манометр; 7 — трубка к манометру

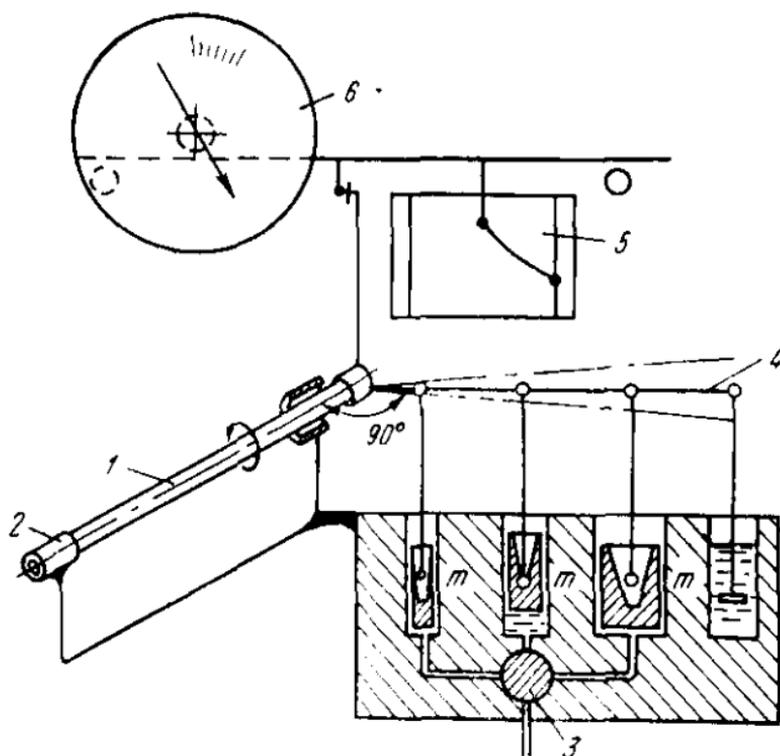


Рис. 46. Схема торсионного силовизмерителя (Л. Т. Тимошук)

В торсионном силоизмерителе (рис. 46) цилиндрический стержень 1 (пружина) одним концом 2 закреплен неподвижно. Ко второму его концу через перпендикулярный рычаг 4 прикладывается усилие, пропорциональное давлению жидкости в рабочем цилиндре машины (см. рис. 43,б).

Связь между силоизмерителем и рабочим цилиндром осуществляется с помощью дополнительных цилиндров с поршнями *m*. Цилиндры включаются с помощью крана *ж* (см. рис. 46) при измерении определенного диапазона усилий. Чем дальше цилиндр от измерительного стержня 1, тем больше плечо рычага 4 и на больший угол можно закрутить этот стержень, который работает как торсионная пружина. Последняя связана с индикатором 6 и самописцем 5.

В последние годы в испытательных машинах все шире используют электротензометрические силоизмерители. Они пригодны для машин с гидравлическим и механическим приводом, отличаются компактностью и высокой точностью измерения усилий. Основными элементами силоизмерителя являются упругий элемент и тензодатчик, например резисторный (рис. 47,а). Резисторный датчик

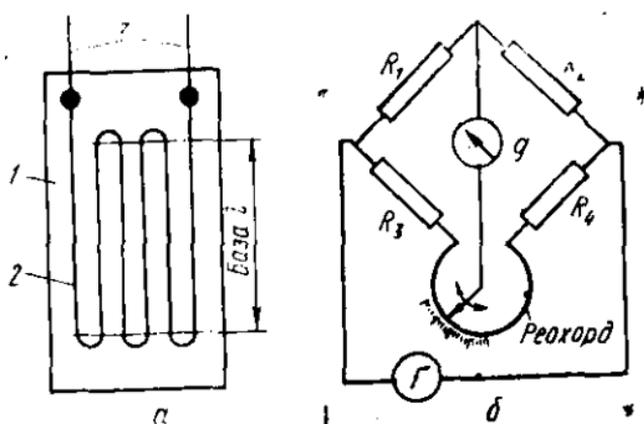


Рис. 47. Резисторный тензодатчик (а) и схема измерения статических напряжений с помощью таких тензодатчиков (б):

1 — бумажная подкладка; 2 — плоская решетка из проволоки или фольги; ϑ — выводные провода

представляет собой тонкую проволоку или фольгу из материала с высоким коэффициентом тензочувствительности — отношением изменения электросопротивления ($\Delta R/R_0$) к упругому относительному удлинению. Прово-

локу (фольгу) укладывают определенным образом на тонкую бумажную подкладку. Тензодатчик наклеивают на упругий элемент (стальной цилиндр), к которому крепится неподвижный захват машины. При растяжении образца в упругом элементе возникают напряжения и соответствующие им упругие деформации, в результате чего пропорционально меняется электросопротивление тензодатчика. Для регистрации изменения сопротивления тензодатчик включают в схему измерительного моста. На рис. 47,б показан уравновешенный мост Уиттона, где плечо R_1 — резисторный датчик. R_2 здесь компенсационный датчик с тем же сопротивлением, что и у рабочего R_1 до начала испытания. Сопротивления $R_3 = R_4 \gg R_1 = R_2$. На одну из диагоналей моста подают ток от источника I , а в другую включают электронный усилитель. Когда мост сбалансирован, индикатор усилителя g стоит на нуле. При растяжении R_1 изменяется и в цепи индикатора появляется ток. Изменяя положение реохорда (рис. 47,б), можно вновь восстановить равновесие моста, а показания реохорда проградуировать в единицах силы.

Все силоизмерительные механизмы позволяют не только визуально фиксировать силу сопротивления образца деформации в процессе испытания, но и записывать кривую изменения этой силы в зависимости от величины деформации (абсолютного удлинения) образца. Кривую в координатах *нагрузка — удлинение* называют первичной диаграммой растяжения, которая и является обобщенным результатом испытания. Перо самописца, перемещающееся по ленте на диаграммном барабане, связано только с силоизмерителем. Ось деформаций получается за счет вращения барабана — направление движения ленты оказывается перпендикулярным оси нагрузок. В большинстве используемых машин скорость вращения диаграммного барабана, т. е. масштаб по оси удлинения, прямо связан со скоростью перемещения подвижного захвата машины (см. ниже рис. 49). Это означает, что удлинение образца принимается равным перемещению подвижного захвата. Однако величина удлинения должна рассчитываться только на расчетной длине образца. Перемещение же захвата соответствует суммарному удлинению, включающему деформацию зажимов машины, а также упругие деформации других ее частей. Величина всех этих «паразитных» деформаций опреде-

ляет жесткость испытательной машины — очень важную ее характеристику, влияющую на определяемые при растяжении механические свойства. Количественно жесткость машины можно оценить по коэффициенту податливости

$$q = \frac{\Delta_m}{\Delta_{об}}, \quad (42)$$

где Δ_m — абсолютная упругая деформация частей машины;

$\Delta_{об}$ — абсолютная упругая деформация образца в пределах рабочей длины.

Если $q=0$ ($\Delta_m=0$), то машина абсолютно жесткая. У реальных испытательных машин q составляет несколько единиц. Жесткость тем больше (q меньше), чем массивнее машина, в частности ее станина, захваты, рычаги, маятник. Повышения жесткости добиваются и конструктивными приемами. Так, станины большинства машин выполняют в виде рамы (см. ниже рис. 50), используют два грузовых винта и т. д.

Величина «паразитных» деформаций тем больше, чем выше сопротивление образца растяжению. Полностью избавиться от них невозможно. Поэтому в лучших современных машинах для регистрации только удлинения расчетной части образца на ней размещают специальный датчик — прибор, измеряющий деформацию. В качестве такого датчика можно использовать тот же проволочный тензомер, что и при измерении усилий (см. рис. 47). Удлинение образца вызовет изменение электросопротивления, и полученный сигнал будет определять перемещение ленты электронного самописца (масштаб оси абсцисс диаграммы растяжения).

В стандартах, регламентирующих методы испытаний на растяжение, оговорена необходимость надежного центрирования образца в захватах испытательной машины. Плохая центровка приводит к перекосу направления растяжения относительно оси образца, в результате чего образец изгибается, схема одноосного растяжения нарушается, напряжения распределяются по сечению образца неравномерно, и он может преждевременно разрушиться от перекосов вблизи головок.

Для предупреждения нежелательных изгибов образца его головки крепят в захватах через шаровые вкладыши, работающие подобно шаровому шарниру с малым трением.

На рис. 48 показаны различные схемы крепления цилиндрического (а, б) или плоского (в, г) образца 3 в захвате 1 с выемкой, имеющей шаровую поверхность, на которую опирается шаровой вкладыш 2 с зажатой в нем

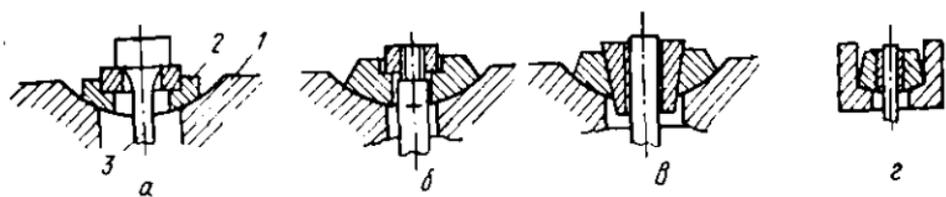


Рис. 48. Схемы крепления в зажимах цилиндрических (а, б) и плоских образцов (в, г)

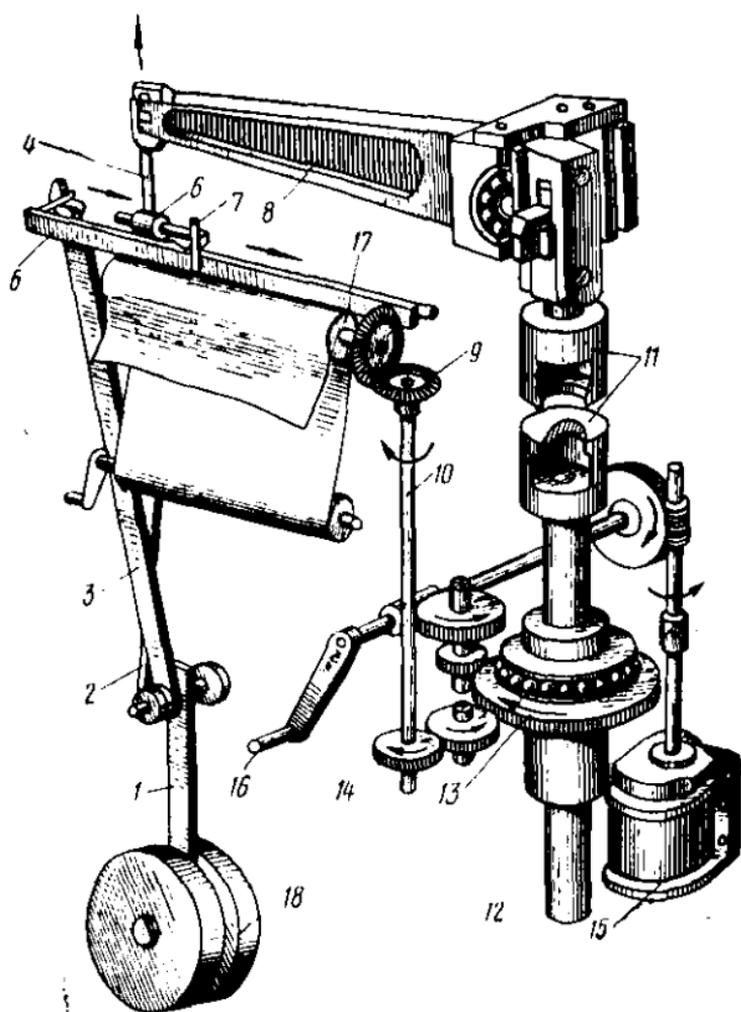


Рис. 49. Кинематическая схема машины с механическим приводом и маятниковым хронометром (ИМ-4Р)

головкой. Как видно из схем зажимных устройств, головки образцов в процессе испытания не могут находиться в напряженном состоянии одноосного растяжения. Влияние головок, несмотря на плавные переходы (см. рис. 42), сказывается и на искажении схемы напряженного состояния в некоторой части рабочей длины образца. Именно поэтому свойства при растяжении оценивают на расчетной длине, границы которой достаточно удалены от головок.

Рассмотрим теперь в качестве примера схемы нескольких испытательных машин отечественного производства. Широкое распространение имеют машины с механическим приводом и маятниковым силоизмерителем. Они отличаются простотой, компактностью и позволяют записывать диаграммы растяжения в большом масштабе. Например, на диаграммном барабане машины ИМ-4Р (рис. 49) 1 мм ленты по оси деформаций соответствует 0,01 мм удлинения, а по оси нагрузок 10 кгс — для диапазона 0—4000 кгс.

Как видно из рис. 49, движение грузовому винту 12 с подвижным захватом 11 передается от электродвигателя 15 через систему передач и гайку 13. Тяговый винт 12 можно перемещать и вручную с помощью рукоятки 16. Сила сопротивления образца деформации передается при испытании измерительному рычагу 8, соединенному тягой 4 через кривошип 2 с маятником 1. Отклонение маятника через поводок 3 приводит в движение относительно линейки 5 каретку 6 с пером 7, которое пишет кривую нагрузка — удлинение на диаграммной бумаге. Скорость перемещения диаграммного барабана 17 и, следовательно, масштаб оси деформаций определяется скоростью перемещения грузового винта 12. В машине ИМ-4Р эта скорость не регулируется и всегда равна 1,2 мм/мин. Связь барабана 17 и винта 12 осуществляется посредством двух пар шестерен 14 и 9, соединенных валом 10. В машине предусмотрено всего два диапазона нагрузок — от 0 до 4000 кгс и от 0 до 2000 кгс. Для перехода от первого ко второму диапазону достаточно снять один груз 18. При использовании реверсора на машине можно проводить также испытания на сжатие.

Новые машины с маятниковым силоизмерителем отличаются более точным поддержанием скорости деформирования и возможностью ее плавного изменения в широких пределах.

На рис. 50 показаны общий вид и кинематическая схема современной испытательной машины УМЭ-10 Т с электротензометрическим измерением напряжений и деформаций. Это более сложное и дорогое устройство. Однако и возможности, которые обеспечивает эта машина, несравненно лучше, чем у машин с маятниковым силоиз-

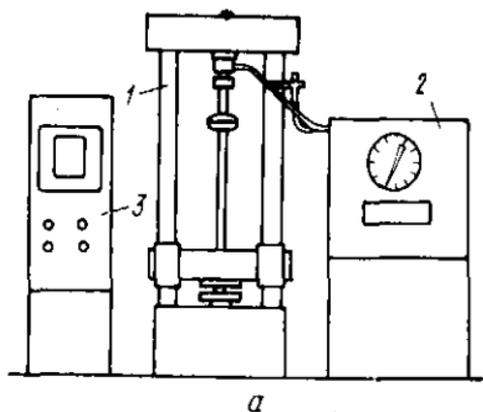
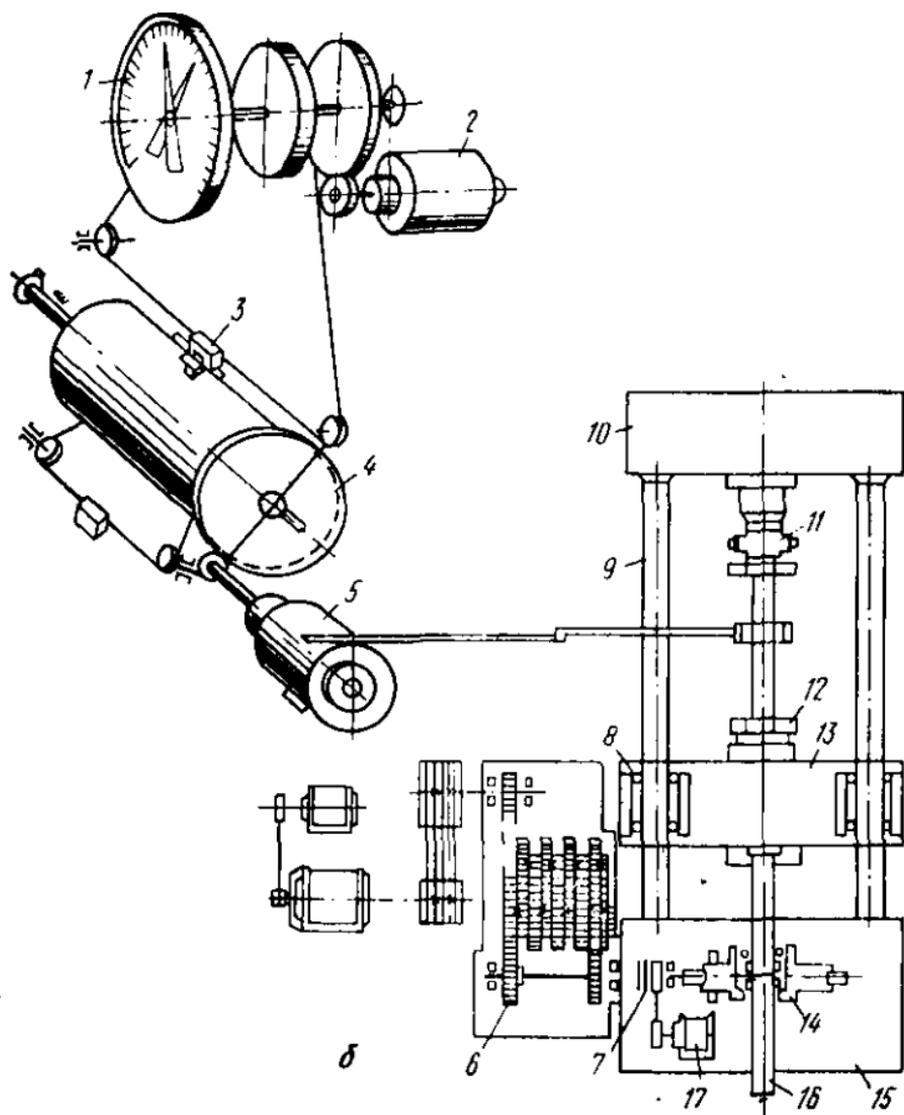


Рис. 50. Схема универсальной машины УМЭ-10Т:
 а — общий вид; б — кинематическая схема



мерителем. Предельная нагрузка ее — 10 Т, причем имеется шесть различных диапазонов нагрузки. Скорость деформирования может изменяться в широких пределах — от 0,005 до 100 мм/мин (всего можно задать десять скоростей). Машина УМЭ-10Т является универсальной: на ней можно, кроме растяжения, проводить испытания на сжатие, изгиб, а также усталостные. В комплект машины входят нагревательные устройства, позволяющие проводить высокотемпературные испытания. Однако главное достоинство машины — высокая точность замера усилий и деформаций, обеспечиваемая за счет применения тензометрических датчиков.

Конструктивно машина УМЭ-10Т состоит из следующих основных узлов (см. рис. 50,а): собственно машина 1, пульт управления с электронной и электроприводной аппаратурой 2 и нагревательные устройства, включающие шкаф управления 3 термостат (373—773 К) и печь (773—1273 К). Основание 15, колонны 9 и верхняя траверса 10 образуют жесткую раму машины (см. рис. 50,б). В верхней траверсе крепится силоизмерительный датчик (динамометр) 11, представляющий собой полый цилиндр с наклеенными на него тензометрическими датчиками сопротивления. Верхний захват (для цилиндрических образцов с головками) выполнен как единое целое с корпусом динамометра. Если используются сменные захваты (например, для плоских образцов), то они крепятся к захватам для цилиндрических образцов. Нижний захват 12 центрируется при сборке машины относительно динамометра и крепится к столу 13, который перемещается на направляющих втулках 8 по колоннам при движении грузового винта 16. Грузовой винт соединен с двухскоростным асинхронным электродвигателем 17 через электромагнитную муфту 7, коробку передач 6 и разрезную гайку 14. Коробка передач обеспечивает соотношение чисел оборотов выходного вала к входному 1:1, 1:10, 1:100, 1:1000 и 1:10000. Сочетание двухскоростного двигателя с такой коробкой передач позволяет получить диапазон скоростей деформирования от 0,005 до 100 мм/мин.

На рабочей части образца устанавливают тензометр, имеющий базу — длину 50 мм, на которой производится измерение деформации. При растяжении образца на выходе измерительных мостов тензометрических датчиков силоизмерителя и деформации появляются сигналы разбаланса. Они усиливаются, проходят ряд преобразований и поступают на вход реверсивных асинхронных электродвигателей 2 и 5. Двигатель 2 связан через систему передач со стрелкой индикатора нагрузок 1 и пером самописца 3, а двигатель 5 вращает диаграммный барабан 4. Перо перемещается и записывает диаграмму растяжения. Допускаемая погрешность при записи диаграмм на машине УМЭ-10Т не превышает 2% от измеряемой величины. Масштаб по оси деформаций может задаваться в пределах от 100:1 до 1000:1. Масштаб по оси нагрузок определяется используемым диапазоном нагрузок и шириной диаграммной ленты, которая составляет 500 мм. Например, при использовании диапазона 0—5000 кгс 1 мм диаграммной ленты будет соответствовать 10 кгс.

На рис. 51 дана схема универсальной гидравлической машины УММ-50, рассчитанной на усилия до 50 Т. Она имеет три диапазона нагрузок — до 10, 20 и 50 Т, одну скорость деформирования — 100 мм/мин. Масштаб запи-

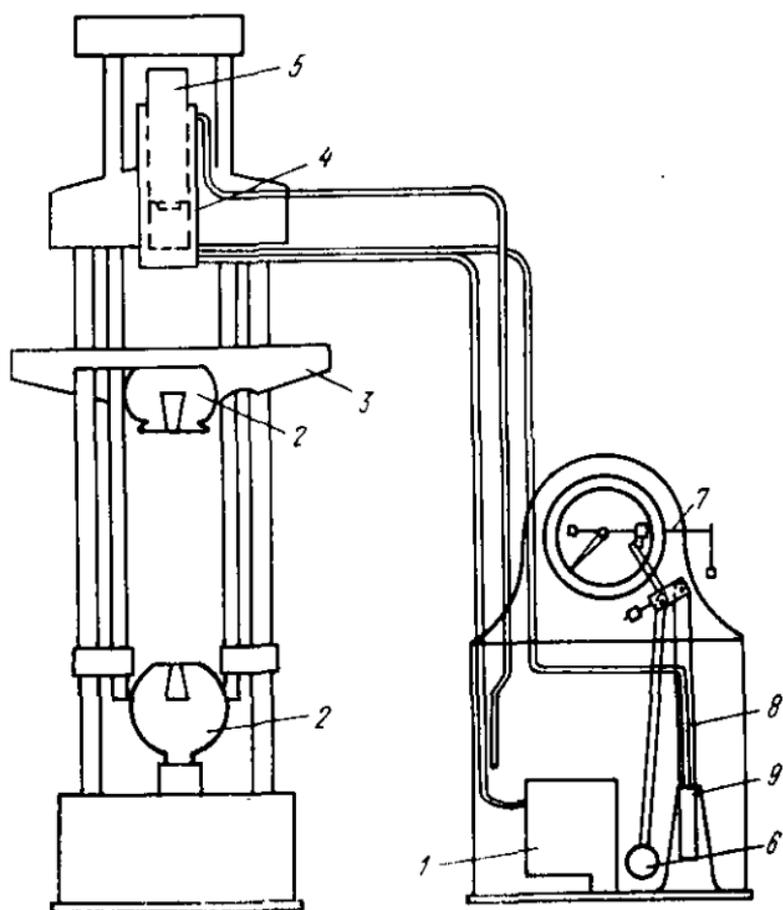


Рис. 51. Схема универсальной гидравлической машины УММ-50

си диаграмм растяжения невелик (по оси деформаций — всего лишь 4:1), точность определения нагрузок и деформаций на этой машине значительно ниже, чем на УМЭ-10 Т, и она используется в заводской практике для относительно грубых определений свойств больших по размерам образцов.

Масло нагнетается насосом 1 по трубопроводам в рабочий цилиндр 4, заставляя перемещаться поршень 5 и подвижную траверсу 3 с укрепленным на ней верхним захватом 2. Нижний захват 2 здесь — неподвижный. Силоизмеритель — гидравлично-маятниковый (см. схему на рис. 44). Специальный силоизмерительный цилиндр с

поршнем 9 и тягами 8 монтируется в измерительном блоке. Под действием давления в рабочем цилиндре поршень 9 отклоняет маятник 6, а последний через рейку 7 и шестерню — указательную стрелку и перо самописца.

Для контроля качества работы испытательных машин и их соответствия паспортным характеристикам необходимо систематически проводить проверки. В процессе проверки с помощью контрольных приборов — динамометров и приборов для измерения деформаций — оценивают точность замера усилий и деформаций.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЯ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Основные требования к методике испытания на растяжение оговорены в стандартах. Эти требования следует рассматривать как минимальные. При выполнении, например, исследовательских работ они могут быть значительно повышены. Соблюдение стандартной методики испытания особенно важно на заводах в тех случаях, когда результаты являются критерием качества продукции или ее паспортными характеристиками.

Каждый образец перед испытанием маркируют, измеряют и размечают. Маркировку наносят вне пределов рабочей длины образца. Диаметр цилиндрических образцов следует измерять с точностью не ниже 0,01 мм при $d_0 \leq 10$ мм и 0,05 мм при $d_0 > 10$ мм. С такой же точностью необходимо измерять толщину плоских образцов, соответственно при $a_0 \leq 2$ мм и $a_0 > 2$ мм. Начальная расчетная длина образца l_0 в пределах рабочей длины ограничивается неглубокими кернами или рисками с точностью до 1% от величины l_0 . Если образец хрупкий, то даже тонкие риски на поверхности могут сильно изменить результаты испытания. В таких случаях границы расчетной длины надо отмечать без повреждения поверхности — например, карандашом, краской и т. д. Помимо меток, ограничивающих расчетную длину, рекомендуется наносить на этой длине риски через каждые 5 или 10 мм. Это необходимо для более точного измерения удлинения после разрыва (см. § 5 настоящей главы).

Все измерения размеров после испытания производят с точностью не ниже 0,1 мм. Для получения более точных результатов пользуются инструментальными микроскопами.

Каждый размер следует измерять несколько раз. Например, ГОСТ 1497—61 обязывает проводить замер диаметра в середине и по краям рабочей части образца с последующим определением среднего значения, по которому рассчитывают площадь его поперечного сечения.

Величина нагрузки должна определяться с точностью до 0,5 наименьшего деления индикатора силоизмерительного механизма. Диапазон нагрузок выбирают таким образом, чтобы силы сопротивления образца деформации, по которым будут определяться прочностные характеристики, были не меньше 0,1 шкалы выбранного диапазона и не ниже 0,04 предельной нагрузки испытательной машины. При этом желательно, чтобы максимальная сила сопротивления образца находилась во второй половине шкалы. Именно при таком выборе диапазона нагрузок будет обеспечена наибольшая точность расчета характеристик свойств. Рассмотрим это на конкретном примере.

Обычно свойства материала исследуемых образцов ориентировочно известны до опыта (в крайнем случае их можно оценить, испытав один — два образца с использованием любого диапазона нагрузок). Зная размеры образцов, можно рассчитать по свойствам величину соответствующих усилий. Предположим, что сила, при которой начинается пластическая деформация (соответствующая пределу текучести), $P_T = 250$ кгс, а разрушающее усилие $P_K = 1320$ кгс. Конечно, в этом случае надо выбрать диапазон нагрузок 2000 кгс. Тогда будут удовлетворены все изложенные выше требования и можно будет достичь большей точности, чем в случае использования, например, диапазона 0—4000 кгс.

К методике проведения испытаний на растяжение при повышенных и отрицательных температурах предъявляют ряд специфических требований. При высокотемпературных испытаниях нагревательные устройства (термостаты и печи самых разнообразных конструкций) должны обеспечивать равномерный нагрев образца в пределах расчетной длины и поддержание заданной температуры в установленных пределах в течение всего времени испытания. Рекомендуется, чтобы длина рабочего пространства печи была как минимум в пять раз больше начальной расчетной длины образца. При высокотемпературных испытаниях следует особое внимание уделять надежности крепления головок образцов в захватах, иначе возможно сильное искажение результатов из-за деформа-

ции, выскальзывания из захватов и преждевременного разрыва образца у головок, размягчающихся при нагреве. Поэтому при высокотемпературных испытаниях используют чаще всего цилиндрические образцы с резьбовыми головками, а плоские — с отверстием, в которое вставляют проходящий через захват поперечный стержень (см. рис. 42, д).

Для измерения температуры образцов с $l_0 \leq 100$ мм на границах расчетной длины устанавливают две термодпары, а при $l_0 > 100$ мм — три: две на границах, а одна в середине расчетной длины. Точность поддержания температуры в образце тем меньше, чем она выше. До 873 К эта точность не должна быть ниже ± 3 , от 873 до 1173 — ± 4 , от 1173 до 1473 К — ± 6 . Замеры температуры должны проводиться приборами класса точности не ниже 0,5. Время выдержки при температуре испытания, а также скорость нагрева

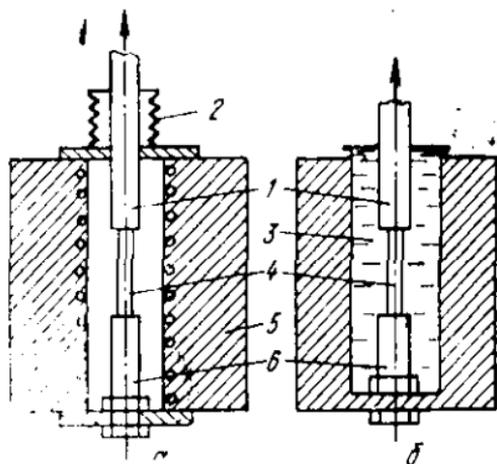


Рис. 52. Схемы испытания на растяжение при повышенных (а) и отрицательных температурах (б): 1 — подвижный захват; 2 — сильфон; 3 — криостат с хладагентом; 4 — образец; 5 — печь; 6 — неподвижный захват

могут существенно сказываться на механических свойствах. Обычно образцы выдерживают 5—30 мин. Скорость нагрева до заданной температуры, как правило, должна быть по возможности минимальной.

При повышенных температурах на свойствах многих металлов сильно сказывается среда, окружающая образец. В частности, при нагреве, выдержке и в процессе испытания возможно взаимодействие материала образца с газами воздуха. За счет окисления, азотизации или наводороживания механические свойства могут кардинально изменяться. Поэтому при высокотемпературных испытаниях часто приходится использовать вакуумные печи или печи с защитной атмосферой, например инертными газами (чаще всего аргоном). Тяги захватов при этом вводят в рабочее пространство печи через специальные устройства — сильфоны, позволяющие захватам

перемещаться без разгерметизации внутреннего объема печи (рис. 52, а).

Для низкотемпературных испытаний между захватами машины устанавливают сосуд с теплоизолирующими стенками, содержащий охлаждающую жидкость (рис. 52, б). Емкость криостата должна быть достаточно большой для того, чтобы обеспечить быстрое охлаждение и возможность поддержания заданной температуры образца при испытании. До 213 К в качестве охлаждающей среды используют смесь этилового спирта разных сортов с сухим льдом. Диапазон температур от 213 до 173 К получается в смесях чистого этилового спирта с жидким азотом. Использование жидкого азота без спирта позволяет получить температуру 77 К. Изменение температуры охлаждающих смесей достигается за счет изменения в соотношении компонентов. Кроме жидких охладителей, используются холодильные камеры с воздушной атмосферой. Допускаемые отклонения от заданной температуры испытания не должны быть больше ± 2 до 213 К и ± 5 — ниже 213 К. Время выдержки при температуре испытания обычно составляет 5—20 мин — в зависимости от размера образца.

* * *

Как уже отмечалось, основным результатом испытания на растяжение является диаграмма *нагрузка — удлинение*, по которой рассчитывают большинство характеристик механических свойств. Многие из них соответствуют отдельным точкам диаграммы. Следовательно, вся диаграмма в целом служит наиболее полной характеристикой материала. Поэтому прежде чем рассматривать методику расчета отдельных механических свойств и анализировать их смысл, целесообразно ознакомиться с общими закономерностями изменения нагрузки (напряжения) в функции деформации при растяжении различных металлов и сплавов.

3. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ

Деформационное упрочнение металлических монокристаллов

Вид диаграмм растяжения может быть различным. Однако почти во всех случаях, за редкими исключениями (например, при очень высоких температурах), от начала деформации и до момента разрушения наблю-

дается повышение силы сопротивления образца по мере увеличения степени деформации. На первичных диаграммах растяжения могут наблюдаться участки спада нагрузки (см. ниже рис. 65), однако после перестройки первичной диаграммы в координатах *истинное напряжение — деформация* такие участки исчезают (см. рис. 76).

Итак, для непрерывного продолжения деформации образца требуется постоянное увеличение действующих на него напряжений. Это явление называется деформационным упрочнением. Оно проявляется не только в процессе испытания. Известно, например, что после предварительной холодной деформации прочностные характеристики материала повышаются (явление наклепа). Деформационное упрочнение обусловлено торможением дислокаций. Чем труднее перемещаться дислокациям в материале, тем больше коэффициент (модуль) деформационного упрочнения — производная напряжения по деформации, характеризующий наклон кривой растяжения. В процессе испытания этот коэффициент меняется и его изменения в конечном итоге определяют геометрию диаграммы растяжения. Для строгого анализа закономерностей деформационного упрочнения необходимо пользоваться не первичными диаграммами в координатах *нагрузка — удлинение*, а вторичными кривыми в координатах *истинное напряжение (S или t) — деформация (e или g)*. Поскольку пластическая деформация скольжением в металлах осуществляется за счет движения дислокаций в определенных плоскостях под действием касательных, а не нормальных напряжений, более правильно строить кривые $t — g$. На практике в этих координатах строят диаграммы растяжения монокристаллов, используемые в теоретических работах для выяснения принципиальных вопросов деформационного упрочнения.

Величина $t_{\text{п}}$ в определенной

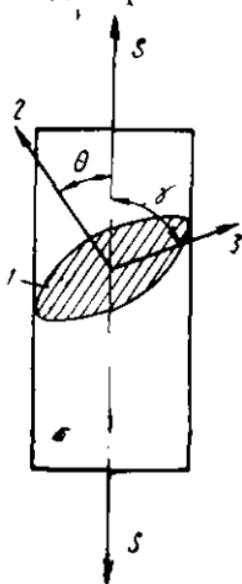


Рис. 53. Схема к определению приведенного напряжениядвига:

1 — плоскость скольжения; 2 — нормаль к плоскости скольжения; 3 — направление скольжения

системе скольжения (приведенное напряжение сдвига) функционально связана с растягивающим напряжением

$$t_n = S \cos \theta \cos \gamma, \quad (43)$$

где θ — угол между нормалью к плоскости скольжения и осью растяжения;

γ — угол между направлением скольжения и осью растяжения (рис. 53).

Произведение $\cos \theta \cos \gamma$ определяет фактор ориентации: чем он меньше, тем ниже касательные напряжения в данной системе скольжения при заданном растягивающем усилии.

Из формулы (43) видно, что $t_n = 0$, когда ось растяжения перпендикулярна плоскости скольжения ($\gamma = 90^\circ$) или параллельна ей ($\theta = 90^\circ$). Наибольшее значение $t_{\max} = 0,5 S$ получается, если $\cos \theta \cos \gamma = 0,5$, что соответствует $\theta = \gamma = 45^\circ$. Приведенная деформация сдвига g_n определяется по формуле

$$g_n = (\cos \theta_0)^{-1} \{ [(l_k/l_0)^2 - \sin^2 \gamma_0]^{1/2} - \cos \gamma_0 \}, \quad (44)$$

где θ_0 и γ_0 — величина θ и γ в начальный момент деформации;

l_0 и l_k — начальная и конечная (в любой момент испытания) расчетная длина образца.

Рассмотрим деформационное упрочнение при растяжении на базе той картины пластической деформации, которая была дана в гл. III. Хотя на практике мы обычно имеем дело с поликристаллическими металлами и сплавами, анализ целесообразно начать с более простых объектов — монокристаллов чистых металлов, где можно наиболее четко и полно выявить основные закономерности деформационного упрочнения. Ограничимся пока интервалом температур до начала интенсивного термического возврата.

Монокристаллы металлов с г. ц. к. решеткой, благоприятно ориентированные для одиночного скольжения

Кривая *напряжение — деформация* для таких образцов приведена на рис. 54. Она состоит из нескольких участков. Каждый из них характеризуется своим зако-

ном изменения напряжения в функции деформации. Начальный участок Oa соответствует упругой деформации. Здесь степень деформационного упрочнения определяется модулем упругости, причем упрочнение является обратимым — остаточного наклепа после снятия напряжения практически нет, если пренебречь неупругими эффектами. Поскольку величина упругой деформации обычно очень мала, участок Oa на экспериментальных кривых практически совпадает с осью напряжений (см. рис. 61, 63).

При анализе деформационного упрочнения металлов участок Oa обычно не рассматривается и первой стадии деформационного упрочнения соответствует линейный участок ab , на котором коэффициент упрочнения относительно мал (dt/dg порядка $10^{-4} G$). Второй участок bc также прямолинеен, но его наклон значительно больше — здесь коэффициент упрочнения dt/dg — порядка $10^{-3} G$. Наконец, последний, третий участок ck характеризуется параболическим законом изменения напряжения в зависимости от деформации — с увеличением деформации степень упрочнения уменьшается.

Пластическая деформация начинается в точке a . Касательное напряжение, которое вызывает начало пластической деформации в какой-либо системе скольжения монокристалла, называется критическим приведенным напряжением сдвига $t_{кр}$ (иногда его называют критическим скалывающим напряжением). Величина его в чистых отожженных монокристаллах имеет порядок $10^{-4}—10^{-5} G$. Именно попытки объяснить столь малую величину $t_{кр}$ привели в свое время к появлению теории дислокаций. В благоприятно ориентированном г. ц. к. монокристалле пластическая деформация вначале идет в основном скольжением дислокаций в одной системе. Участок ab соответствует этой стадии легкого скольжения. Дислокации здесь перемещаются относительно беспрепятственно, обеспечивая прогрессирующее удлинение без заметного роста действующих напряжений.

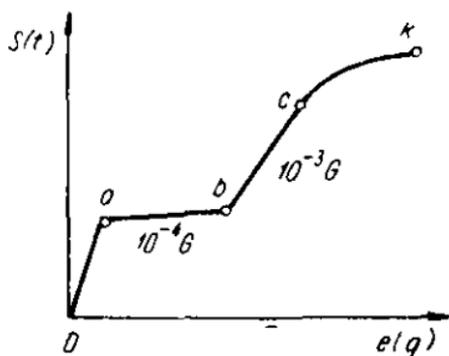


Рис. 54. Кривая деформационного упрочнения г. ц. к. монокристалла, благоприятно ориентированного для скольжения в одной системе

В точке b начинается множественное скольжение, число барьеров и самих дислокаций резко возрастает и в результате усиливается эффективность их торможения. Наконец, в точке c достигается уровень напряжений, достаточный для интенсивного поперечного скольжения винтовых дислокаций. За счет обхода барьеров степень упрочнения на третьей стадии (участок ck) становится меньше, чем на второй. При этом с увеличением степени деформации dt/dg уменьшается, так как рост напряжений выше t_c все больше облегчает обход барьеров за счет поперечного скольжения. Так можно качественно объяснить характер кривой на рис. 54. Для более детального анализа деформационного упрочнения необходимо рассмотреть возможные причины торможения дислокаций и оценить их вклад в упрочнение на разных стадиях деформации.

В монокристаллах чистых металлов дислокации тормозятся за счет силы трения решетки, упругого взаимодействия с другими дислокациями, образования ступенек (порогов) при пересечении дислокаций и точечных дефектов, образующихся при движении дислокаций с порогами.

Сила трения решетки, препятствующая скольжению дислокаций в отсутствие каких-либо дефектов, в чистых монокристаллах должна быть близка по величине к силе Пайерлса — Набарро:

$$t_{п-н} = \frac{2G}{1-\nu} e^{-\frac{2\pi}{1-\nu} \cdot \frac{a}{b}}, \quad (45)$$

где a — расстояние между соседними плоскостями, по которым идет скольжение;

b — межатомное расстояние в направлении скольжения;

ν — коэффициент Пуассона.

Расчетные значения $t_{п-н}$, однако, на несколько порядков меньше экспериментальных значений $t_{кр}$. Поэтому сила Пайерлса — Набарро не должна вносить существенного вклада в деформационное упрочнение г. ц. к. металлов. Следует, однако, отметить несовершенство существующих расчетных методов оценки этой силы, так что ее истинное значение может оказаться более весомым.

Торможение за счет упругого взаимодействия между дислокациями является, по-видимому, основным меха-

низмом деформационного упрочнения. Оно проявляется уже при встрече скользящих дислокаций с дислокациями «леса», пересекающими плоскость скольжения. Чем больше плотность дислокаций леса, тем труднее перемещаться скользящим дислокациям. Еще более значителен результат упругого взаимодействия дислокаций, остановленных различными барьерами: сидячими дислокациями, в частности барьерами Ломера — Коттрелла в г. ц. к. решетке, диполями, дислокационными сплетениями или границами и т. д. Таким результатом является образование дислокационных скоплений, обратное поле упругих напряжений от которых постепенно запирает источники дислокаций, затрудняя продолжение деформации.

Большинство теорий деформационного упрочнения, в частности г. ц. к. металлов, базируется на эффекте упругого взаимодействия между дислокациями. Эти теории, исходя из ряда упрощающих предпосылок, часто основанных на экспериментальных данных структурного анализа, позволяют получать уравнения связи напряжения с деформацией. Такие уравнения можно сопоставлять с экспериментальными кривыми, проверяя обоснованность используемых теорией положений. Рассмотрим в качестве примера выводы теории упрочнения за счет полей дальнедействующих упругих напряжений.

Величина напряжения на каком-то расстоянии r от дислокации убывает по закону

$$t = \alpha G b / 2 \pi r. \quad (46)$$

Здесь b — вектор Бюргерса;

α — постоянная, зависящая от типа дислокации.

Для винтовой дислокации $\alpha \approx 1$, для краевой $\sim 3/2$. Допустим, что $\alpha = 1$. Если дислокаций много и они беспорядочно распределены по кристаллу, то результирующее напряжение, действующее на какую-то одну дислокацию со стороны всех остальных, будет

$$t_1 = G b / 2 \pi l_{cp}, \quad (47)$$

где l_{cp} — среднее расстояние между дислокациями. Величина l_{cp} определяется плотностью дислокаций ρ :

$$l_{cp} = 1 / \sqrt{\rho}. \quad (48)$$

Следовательно,

$$t_1 = G b \sqrt{\rho} / 2 \pi.$$

Для перемещения дислокации на заметное расстояние необходимо приложить внешнее напряжение, по крайней мере равное внутреннему напряжению t_1 . Представим себе теперь, что каждая дислокация перемещается на определенное расстояние L , а затем больше не двигается и L не меняется в процессе деформации. Тогда, учитывая, что из уравнения (38) плотность дислокаций $\rho = g/bL$, получим

$$t_1 = \frac{Gb}{2\pi} \sqrt{\frac{g}{bL}}, \quad (49)$$

т. е. параболическую зависимость напряжения от деформации.

Такой вывод не согласуется с общим видом экспериментальной кривой растяжения благоприятно ориентированного кристалла (см. рис. 54). Уравнение (49) соответствует только закону изменения t от g на III стадии деформационного упрочнения. Для объяснения деформационного упрочнения на I и II стадиях на основе теории дальнедействующих напряжений придется вводить новые допущения. Например, по Зегеру, на стадии легкого скольжения в единице объема кристалла содержится определенное и неизменное число дислокационных источников, каждый из которых испускает при заданном напряжении определенное число дислокационных петель и средний линейный размер L' группы этих петель (длина линии скольжения) от каждого источника постоянен. В этом случае

$$\frac{dt}{dg} (I) = \frac{8G}{9\pi} \left(\frac{d}{L'}\right)^{1/2}, \quad (50)$$

где d — среднее расстояние между группами дислокационных петель.

Показано, что для меди $d \approx 300 \text{ \AA}$, а $L' \approx 600$ мкм. Тогда получается, что расчетный коэффициент деформационного упрочнения на I стадии $\sim 0,75 \text{ кгс/мм}^2$ очень близок к экспериментально наблюдаемому (0,70).

Для II стадии Зегер использует те же предпосылки плюс образование плоских скоплений. Поле напряжений от скопления из n дислокаций приравнивается к полю вокруг одной дислокации с вектором Бюргерса nb . Кроме того, здесь учитывается зависимость величины

L' от степени деформации. В результате наклон кривой растяжения на II стадии должен быть

$$\frac{dt}{dg} (\text{II}) = \frac{G}{2\pi} (bn/3\Lambda)^{1/2}, \quad (51)$$

где Λ — постоянная, близкая к $4 \cdot 10^{-3}$ мм.

Если $n=20 \div 30$, то расчетный коэффициент упрочнения для меди получается $G/250$, что близко к экспериментальным данным.

Некоторые теории объясняют деформационное упрочнение полями близкодействующих напряжений. Например, по Гилману, основной причиной деформационного упрочнения является образование дислокационных диполей при движении винтовых или смешанных дислокаций с порогами. После отрыва диполя от скользящей дислокации он остается в плоскости скольжения и препятствует перемещению других дислокаций, скользящих вслед за той, от которой он оторвался. Чем больше степень деформации, тем больше таких диполей и тем выше должно быть напряжение, необходимое для продолжения деформации.

Другая теория упрочнения полями близкодействующих напряжений, предложенная Кульман — Вильсдорф, базируется на образовании дислокационных сплетений. По этой теории на стадии легкого скольжения происходит постепенное заполнение кристалла дислокациями, которые распределяются неравномерно. К началу II стадии дислокации имеются уже во всех ранее свободных областях кристалла. Они образуют сплетения, внутри которых плотность дислокаций выше, чем в промежутках между ними. На стадии множественного скольжения плотность дислокаций продолжает расти, при этом расстояние между скоплениями уменьшается по мере деформации. Прогрессирующее упрочнение объясняется здесь уменьшением длины источников Франка — Рида: с повышением плотности дислокаций расстояние между ними уменьшается и, следовательно, становятся короче отрезки дислокаций, которые могут изгибаться, генерируя новые петли. Напряжение, необходимое для начала работы источника, обратно пропорционально его длине. Таким образом, для продолжения деформации требуется непрерывное повышение внешнего напряжения, особенно на II стадии. Уменьшение степени деформационного упрочнения на III стадии, как

и в других теориях, объясняют интенсивным поперечным скольжением.

К теориям упрочнения близкодействующими полями упругих напряжений примыкают теории, связывающие деформационное упрочнение с торможением дислокаций из-за образования на них порогов в результате взаимного пересечения. Как известно, дислокациям с порогами (ступеньками) скользить труднее, чем гладким. Особенно это относится к винтовым дислокациям, пороги на которых имеют краевую ориентацию. При движении этих дислокаций образуются диполи, а также цепочки вакансий или межузельных атомов, которые затрудняют движение других дислокаций (теория Гилмана). Вклад порогов в торможение дислокаций, на которых они образовались, можно оценить количественно:

$$t = \alpha G b / l', \quad (52)$$

где l' — расстояние между порогами.

По мере деформации оно уменьшается, а действующее напряжение t должно расти. Уравнение (52) можно получить, приравняв работу, совершаемую дислокацией при ее перемещении на расстояние b за счет внешней силы $b^2 t$, к потере энергии на образование точечных дефектов при скольжении дислокаций с порогами $\left(\frac{\alpha G b^3}{l'}\right)$.

Здесь α — коэффициент, равный ~ 1 в случае образования межузельного атома и $\sim 0,2$ — при образовании вакансии.

Анализ причин торможения дислокаций в чистых монокристаллах показывает, что каждая из них может вносить свой вклад в наблюдаемое деформационное упрочнение. Существующие теории деформационного упрочнения исходят обычно лишь из какой-либо одной причины торможения. Кроме того, эти теории используют допущения, заметно упрощающие реальную сложную картину пластической деформации. Именно сложность, многообразие процессов, сопровождающих деформационное упрочнение, до сих пор не позволили создать общей теории упрочнения даже для металлов с одной решеткой.

Рассмотренные в качестве примера теории разрабатывались применительно к г. ц. к. металлам. Несмотря на все свои недостатки и противоречия, они позволяют сделать ряд важных общих выводов.

На стадии легкого скольжения малый коэффициент деформационного упрочнения есть результат движения дислокаций преимущественно в одной системе. При малой плотности исходных дислокаций количество барьеров, величина полей упругих напряжений, число порогов на дислокациях и т. д. относительно малы и слабо увеличиваются по мере деформации.

На стадии множественного скольжения резко возрастает плотность дислокаций, число их пересечений и как результат — число барьеров, мощность скоплений и сплетений, число порогов, т. е. тех факторов, которые способствуют увеличению коэффициента деформационного упрочнения.

Большинство теорий деформационного упрочнения посвящены анализу именно II стадии, где картина пластической деформации особенно сложна. Здесь действуют все возможные механизмы торможения, но главным, по-видимому, все-таки является образование скоплений, сплетений и упругое взаимодействие дислокаций у барьеров (в частности, Ломера — Коттрелла), в результате чего запираются дислокационные источники, и продолжение деформации требует непрерывного прироста внешнего напряжения.

При напряжениях, достаточных для начала массового поперечного скольжения дислокаций, начинается III стадия, где природа деформационного упрочнения сейчас более понятна, чем на двух предыдущих. К моменту начала III стадии скольжение во всех системах затормаживается различными барьерами. Как было показано в гл. III, дальнейшая деформация осуществляется за счет обхода барьеров винтовыми дислокациями путем поперечного скольжения (при низких температурах). После начала этого процесса коэффициент упрочнения уменьшается — происходит так называемый динамический возврат. Ему способствуют также многочисленные процессы аннигиляции дислокаций из-за возрастания вероятности встреч разноименных дислокаций в одной плоскости.

Все теории деформационного упрочнения дают качественно аналогичную зависимость напряжения, необходимого для продолжения пластической деформации (напряжение течения), от плотности дислокаций:

$$\tau = \alpha' G b \sqrt{\rho}, \quad (53)$$

где α' — коэффициент, зависящий от природы металла, его кристаллографической ориентировки и структуры. Он определяется вкладом различных механизмов торможения дислокаций в общее упрочнение и имеет величину порядка 10^{-1} . Таким образом, характер изменения плотности дислокаций по мере деформации в значительной мере определяет вид кривой деформационного упрочнения. Действительно, относительно небольшому приросту плотности дислокаций на I стадии соответствует малое упрочнение, а резкому увеличению количества дислокаций в результате множественного скольжения (см. гл. III) — существенное увеличение степени деформационного упрочнения. На III стадии плотность дислокаций увеличивается уже в меньшей степени, и деформационное упрочнение здесь не так ярко выражено, как на II стадии.

Приведенный анализ деформационного упрочнения благоприятно ориентированного г. ц. к. монокристалла и изложенные в гл. III сведения о пластической деформации моно- и поликристаллов с разными решетками и ориентировкой позволят нам теперь без труда обратиться в любых кривых упрочнения.

Произвольно ориентированные монокристаллы металлов с г. ц. к. решеткой

На рис. 55 сопоставляются кривые деформационного упрочнения благоприятно и произвольно ориентированных монокристаллов одного металла. При произвольной ориентировке сокращается или совсем исчезает стадия легкого скольжения, чего и следовало ожидать, исходя из изменения характера пластической деформации. На II стадии степень деформационного упрочнения возрастает из-за большего числа барьеров в произвольно ориентированном кристалле. На III стадии эта разница в dt/dg нивелируется, поскольку к концу стадии мно-

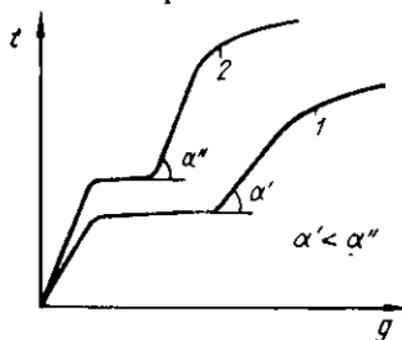


Рис. 55. Кривые деформационного упрочнения г. ц. к. монокристалла при его благоприятной (1) и произвольной (2) ориентировке относительно оси растяжения

жественного скольжения возникает дислокационная структура, уже мало зависящая от исходной ориентировки монокристалла.

В произвольно ориентированном кристалле от начала пластической деформации и вплоть до разрушения уровень напряжений течения выше. Приведенное критическое напряжение сдвига $t_{кр}$ возрастает при неблагоприятной ориентировке за счет фактора ориентации в соответствии с формулой (43). При дальнейшей деформации на I стадии dt/dg почти не меняется по сравнению с коэффициентом упрочнения благоприятно ориентированного кристалла и поэтому здесь разница в напряжениях течения сохраняется на уровне различия в $t_{кр}$. На стадии множественного скольжения из-за увеличения коэффициента деформационного упрочнения при произвольной ориентировке разница в напряжениях течения увеличивается, а на III стадии уже практически не меняется.

Монокристаллы металлов с г. к. решеткой

Как было показано в гл. III, в г. к. кристаллах с отношением $c/a \geq 1,633$ скольжение идет в основном по базисным плоскостям. Поэтому при благоприятной ориентировке таких монокристаллов стадия легкого скольжения в них простирается до очень больших степеней деформации — часто более 100% (рис. 56). Степень деформационного упрочнения здесь того же порядка, что и в г. ц. к. металлах — 10^{-4} Г. II стадия, где идет множественное скольжение и (или) двойникование, также характеризуется близким к г. ц. к. металлам коэффициентом упрочнения. Разрушение г. к. кристалла может произойти на этой II стадии, как у кадмия на рис. 56. В некоторых случаях до разрушения фиксируется и стадия динамического возврата с убывающим по мере деформации коэффициентом упрочнения. При произвольной ориентировке г. к. монокристаллов, в которых идет пре-

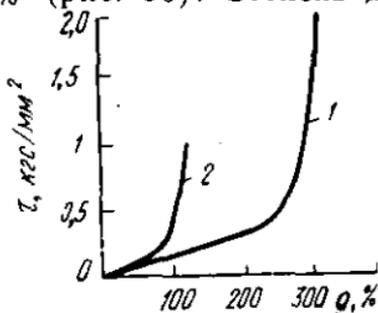


Рис. 56. Кривые деформационного упрочнения монокристаллов кадмия разной ориентировки при 77 К (Дэвис): 1 — благоприятная ориентировка; 2 — произвольная ориентировка

мущественно базисное скольжение, кривая деформационного упрочнения меняется качественно так же, как и при переходе от благоприятной к произвольной ориентировке монокристаллов с г. ц. к. решеткой (кривые 1 и 2, рис. 56).

В г. к. металлах с отношением c/a , значительно меньшим идеального (например, в титане), скольжение уже на начальных этапах пластической деформации идет в нескольких системах вдоль пересекающихся плоскостей. Поэтому здесь стадия легкого скольжения может отсутствовать при любой ориентировке монокристалла. Следует отметить, что закономерности деформационного упрочнения г. к. монокристаллов установлены еще не так надежно, как в случае г. ц. к. металлов. Это относится в первую очередь к металлам с малым отношением c/a . Кроме того, имеются исключения из тех закономерностей, которые были выше сформулированы. Например, в бериллии ($c/a=1,568$) скольжение идет в основном по базисным плоскостям, а монокристаллы рения ($c/a=1,616$) имеют очень высокий коэффициент упрочнения на всем протяжении деформации.

Монокристаллы металлов с о. ц. к. решеткой

В соответствии с особенностями пластической деформации о. ц. к. металлов I и II стадии на кривой деформационного упрочнения монокристалла сокращаются. Большая часть кривой приходится на III стадию интенсивного поперечного скольжения. Соответственно средний коэффициент деформационного упрочнения очень чистых о. ц. к. металлов должен быть ниже, чем у других. Однако экспериментальные данные по высокочистым о. ц. к. монокристаллам пока очень ограничены. Наличие же примесей, даже в малых количествах, сильно сказывается на виде кривых растяжения и коэффициенте деформационного упрочнения о. ц. к. металлов. Эти эффекты будут рассмотрены ниже.*

Влияние энергии дефекта упаковки на вид кривых деформационного упрочнения монокристаллов

Анализ кривых деформационного упрочнения монокристаллов металлов с разными решетками показывает,

что в общем случае они имеют вид, аналогичный показанному на рис. 54. Протяженность стадий I, II и III у разных металлов различна, некоторые из них экспериментально даже не выявляются, и тем не менее трехстадийность деформационного упрочнения монокристаллов — общее явление.

У металлов с одним типом решетки также могут наблюдаться существенные количественные различия в деформационном упрочнении. Это уже было отмечено на примере г. к. металлов с разным отношением c/a . Наиболее важным фактором, определяющим вид кривых растяжения для металлов с одной решеткой, является энергия дефекта упаковки.

С увеличением этой энергии кривые деформационного упрочнения монокристаллов претерпевают следующие изменения: 1) снижается напряжение, необходимое для начала интенсивного поперечного скольжения, за счет чего сокращаются I и II стадии и увеличивается доля III стадии на кривой деформационного упрочнения; 2) уменьшается коэффициент деформационного упрочнения на III стадии.

На рис. 57 приведены кривые упрочнения меди и алюминия, т. е. металлов с разной энергией дефекта упаковки. Для получения сопоставимых данных, отражающих влияние особенностей движения дислокаций, кривые построены при одной гомологической температуре в координатах $\frac{t}{G} - g$ (качественно аналогично они выглядели бы и в координатах $\frac{S}{E} - e$).

Отношение t/G при сравнении деформационного упрочнения разных металлов необходимо потому, что напряжение течения прямо пропорционально модулю на всех стадиях деформации [и при любых допущениях о механизмах торможения дислокаций — см. формулы (52), (49)]. Следовательно, при прочих равных условиях коэффициент деформационного упрочнения сравниваемых металлов также пропорционален их модулям.

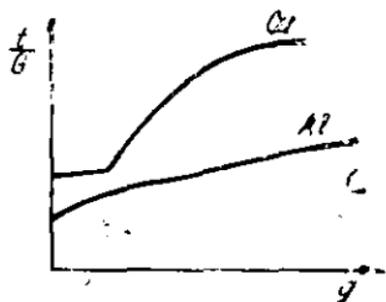


Рис. 57. Схемы кривых деформационного упрочнения монокристаллов меди и алюминия одной ориентировки в координатах $t/G - g$ при одинаковой гомологической температуре

Чтобы исключить различия в кривых деформационного упрочнения, обусловленные разницей в модулях упругости, мы и откладываем по оси ординат рис. 57 отношение t/G .

Природа влияния энергии дефекта упаковки на кривые упрочнения связана с изменением легкости поперечного скольжения дислокаций, что следует из уже рассмотренной в гл. III картины пластической деформации металлов с разной шириной дефекта упаковки между частичными дислокациями.

Рассмотрев особенности деформационного упрочнения монокристаллов различных металлов, можно перейти теперь к наиболее важным объектам — поликристаллам.

Деформационное упрочнение поликристаллов

Вид кривых растяжения чистых поликристаллов с различными решетками качественно аналогичен. После участка упругой деформации наблюдается параболическое упрочнение

$$S = S_0 + Ae^n, \quad (54)$$

где A — константа.

На кривых растяжения г. ц. к. металлов при низких температурах иногда удается выявить три стадии упрочнения — рис. 58. До удлинения на 1—2% соблюдается параболическая связь S с e , затем следует линейный участок, а потом вновь параболический. Как видно, на второй и третьей стадиях наблюдается аналогия с кривой деформационного упрочнения монокристалла. Однако переходы от одной стадии упрочнения к другой на кривых растяжения поликристаллов (см. рис. 58) обычно настолько плавные, что вся кривая хорошо аппроксимируется одной параболой.

Коэффициент деформационного упрочнения и уровень напряжений течения у поликристалла выше, чем у монокристалла.

Особенности кривых деформационного упрочнения поликристаллов связаны в первую очередь с наличием границ зерен и различной их ориентировкой. Стадия легкого скольжения, естественно, всегда отсутствует, и с самого начала пластической деформации происходит резкое упрочнение, связанное со скоплением дислока-

ций у границ. Однако наличие границ вызывает существенное увеличение деформационного упрочнения поликристаллов по сравнению с монокристаллами лишь на начальных стадиях пластической деформации (первая стадия на рис. 58). В этот период коэффициент упрочнения будет тем больше, чем мельче зерно в поликристалле. После незначительного удлинения (на несколько процентов) кривые растяжения поликристаллов становятся практически параллельными кривым для монокристаллов, когда в последних уже интенсивно идет множественное скольжение (рис. 59). Здесь вклад гра-

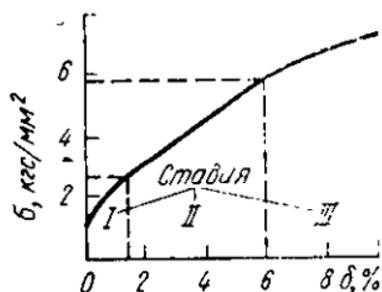


Рис. 58. Кривая деформационного упрочнения поликристаллического алюминия при 77 К (Ховикомб)

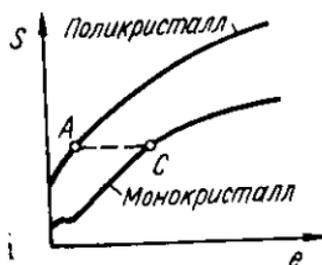


Рис. 59. Кривые деформационного упрочнения моно- и поликристаллического образцов из одного металла

ниц зерен выражается только в более высоком уровне напряжений течения при одинаковых деформациях, скорость же нарастания напряжений мало различается. Это естественно, поскольку параллельность кривых наблюдается на той стадии деформационного упрочнения, когда количество скоплений и плотность дислокаций уже достигли предельной величины. Таким образом, коэффициент деформационного упрочнения поликристаллов зависит от размера зерна только на начальных стадиях пластической деформации.

Установлено, что большая часть кривой растяжения поликристаллов относится к III стадии деформационного упрочнения монокристаллов (точка C на рис. 59 — напряжение, при котором начинается III стадия в монокристалле того же металла). Это очень важное положение. Оно показывает, что упрочнение при пластической деформации поликристаллов определяется в основном характером множественного скольжения в каждом зерне и особенно — легкостью поперечного скольжения

дислокаций. Поэтому кривые растяжения поликристаллов разных металлов будут различаться в соответствии с величиной энергии дефекта упаковки (легкостью протекания поперечного скольжения). В качестве примера на рис. 60 сопоставляются кривые $\frac{S}{ET_{пл}} - e$ для нескольких металлов (величина S отнесена к абсолютной температуре плавления, чтобы исключить влияние температуры испытания; последняя во всех случаях была комнатной, но по гомологической шкале неодинаковой для разных металлов).

Как следует из рис. 60, о. ц. к. металлы — молибден

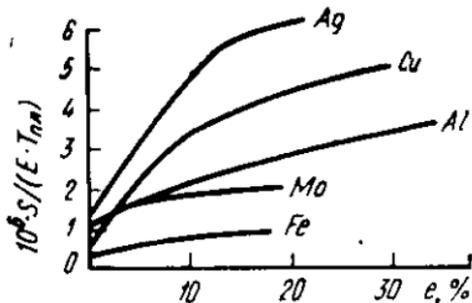


Рис. 60. Зависимость $S/ET_{пл}$ от деформации для различных металлов (Мак Лин)

и железо — отличаются минимальным коэффициентом деформационного упрочнения, что соответствует наибольшей легкости поперечного скольжения в них. В ряду г. ц. к. металлов $Ag \rightarrow Cu \rightarrow Al$ коэффициент упрочнения тем меньше, чем выше энергия дефекта упаковки.

Итак, механизм деформационного упрочнения поликристаллов качественно объясним на базе теорий упрочнения, рассмотренных выше применительно к монокристаллам. Для получения количественных зависимостей напряжения от деформации в поликристаллах необходимо статистически усреднить диаграммы растяжения каждого зерна — монокристалла и одновременно учесть вклад границ зерен в упрочнение. Даже для монокристалла задача теоретического вывода уравнений $t = f(g)$, хорошо описывающих экспериментальные результаты, является весьма сложной. Для поликристалла она оказывается еще более трудной. Тем не менее попытки получить такие уравнения с использованием ряда допущений уже предпринимаются.

Вывод уравнения $S = f(e)$ требует в первую очередь оценки величины усредненного фактора ориентации для поликристалла ($\Phi_{пл}$), который является коэффициентом пропорциональности в уравнении $S = \Phi_{пл} t$. Коэффициент должен учитывать разную ориентировку зерен и нали-

чие множества систем скольжения в каждом из них. Согласно теоретическим оценкам для г. ц. к. металлов при действии пяти систем скольжения в каждом зерне $\Phi_{II} \approx 3,1$. Если исходить из того, что зерна в поликристалле деформируются независимо от соседних и

$$e = \frac{g}{\Phi_{II}}, \quad (55)$$

то

$$\frac{dS}{de} = \Phi_{II}^2 \frac{dt}{dg}, \quad (56)$$

где $\frac{dS}{de}$ — коэффициент деформационного упрочнения поликристалла;

$\frac{dt}{dg}$ — коэффициент упрочнения монокристалла с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ вдоль направления растяжения.

Уравнение (56) позволяет рассчитывать диаграммы растяжения поликристаллов по известным зависимостям для монокристаллов. Из него следует, что поликристалл должен иметь в ~ 9 раз больший коэффициент упрочнения, чем выбранный для сравнения монокристалл. Этот вывод довольно близок к экспериментальным результатам при малых деформациях.

Для о. ц. к. металлов $\Phi_{II} \approx 2$.

Расчет усредненного фактора ориентации и использование уравнений, подобных (56), имеет смысл только в том случае, когда пластическая деформация поли- и монокристаллов протекает качественно аналогично. Если же картины деформации существенно различаются, то такой подход не оправдан. Действительно, в г. к. металлах, например, пластическая деформация монокристаллов может идти в основном путем базисного скольжения, а в том же поликристаллическом металле удлинение будет происходить за счет небазисного скольжения и двойникования. В таком случае кривую упрочнения монокристалла, естественно, нельзя использовать для расчета кривых $S - e$ поликристалла.

Влияние температуры на деформационное упрочнение

Основные эффекты этого влияния в области температур до начала интенсивного термического возврата показаны на примере трехстадийной кривой растяже-

ния монокристаллов никеля — рис. 61. Видно, что нагрев при испытании в низкотемпературной области приводит к снижению уровня напряжений течения, сокращению первых двух стадий упрочнения и расширению третьей, уменьшению коэффициента деформационного упрочнения на этой третьей стадии. Причины такого влияния температуры на вид трехстадийных кривых растяжения понятны из рассмотренных в гл. III изменений картины пластической деформации при нагреве.

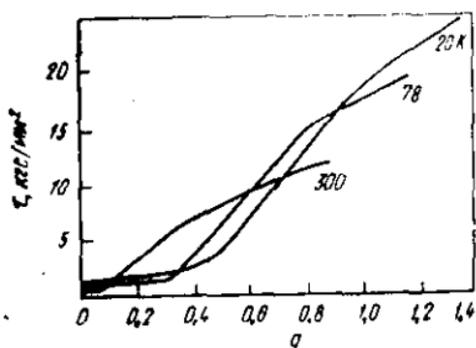


Рис. 61. Кривые деформационного упрочнения монокристаллов никеля при разных температурах (Хайзен)

Наиболее важным результатом повышения температуры для поликристаллов является снижение коэффициента упрочнения на III стадии из-за облегчения поперечного скольжения (на I и II стадиях dt/dg также снижается из-за уменьшения модуля сдвига, но эффект очень невелик). Это приводит к тому, что кривые растяжения поликристаллов при разных температурах могут заметно различаться по степени деформационного упрочнения и уровню напряжений течения (рис. 62).

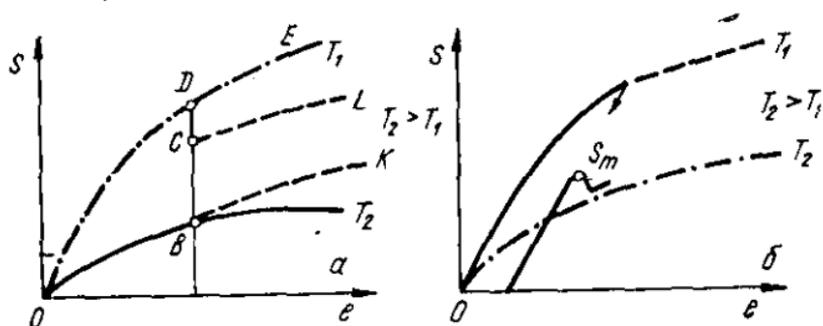


Рис. 62. Влияние снижения (а) и повышения температуры испытания (б) на кривые деформационного упрочнения

Чем легче идет поперечное скольжение при самых низких температурах, тем меньше влияние нагрева на dS/de . Например, повышение температуры испытания о. ц. к. металлов с высокой энергией дефекта упаковки слабо сказывается на коэффициенте упрочнения, кри-

вые здесь отличаются в основном уровнем напряжений

В общем случае расхождение кривых $S - \epsilon$ при разных температурах, например на рис. 62, а, обусловлено двумя разными причинами: 1) различием субструктур, возникающих при разных температурах испытания и 2) зависимостью напряжения течения (при одинаковой субструктуре) от температуры. Предположим, что действует только вторая причина. Тогда, если после прекращения деформации при T_2 в точке B мгновенно снизить температуру до T_1 , то напряжение течения скачком повысится до значения D и при дальнейшей деформации кривая пойдет так же, как будто мы с самого начала растягивали образец при T_1 .

Предположим теперь, что расхождение кривых на рис. 62, а связано только с разницей в субструктурах. В этом случае после снижения температуры от T_2 до T_1 в точке B изменится только наклон кривой: дальнейшему растяжению при T_1 соответствует пунктир BK , причем кривая BK не параллельна кривой ODE , так как «исходные» субструктуры в точках B и D разные.

Ясно, что при действии обеих рассматриваемых причин мы будем иметь какой-то промежуточный вариант (CL на рис. 62, а). Относительный вклад каждой из

причин количественно оценивается отношением $\frac{S_C}{S_B} \Big/ \frac{S_D}{S_B}$, которое можно определить экспериментально.

Чем ближе это отношение к единице, тем более значительно влияние температурной зависимости напряжения течения. Однако эксперименты показывают, что для чистых металлов температурная зависимость сопротивления деформации незначительна, и главной причиной влияния температуры на напряжение течения и коэффициент упрочнения является разница в субструктурах, формирующихся при разных температурах испытания

У алюминия и меди, в частности, отношение $\frac{S_C}{S_B}$

близко к единице (1,1—1,4), а $\frac{S_C}{S_B} \Big/ \frac{S_D}{S_B} = 0,5 \div 0,67$.

При этом для г. ц. к. и г. к. металлов действует установленная Коттреллом и Стоксом закономерность

$$\Delta S/S = \text{const}, \quad (57)$$

где ΔS — изменение напряжения течения, вызванное мгновенным изменением температуры в процессе деформации (с постоянной скоростью), равное $S_C - S_B$;

S — начальное (S_B) или конечное (S_C) напряжение.

Правило (57) соблюдается при всех степенях деформации для постоянных значений сравниваемых температур испытания T_1 и T_2 . У о. ц. к. металлов наблюдается постоянство ΔS вне зависимости от величины деформации.

Закон Коттрелла — Стокса относится к случаю мгновенного снижения температуры испытания. Если же в какой-то момент растяжения (в пластической области) разгрузить образец, а затем резко повысить температуру и продолжать испытание, то наблюдается значительное снижение напряжения течения, появляется «зуб» текучести (рис. 62, б). Это явление называют деформационным разупрочнением. Объясняется оно освобождением заторможенных дислокационных скоплений, возникших в процессе низкотемпературной деформации. После повышения температуры и достижения какого-то напряжения S_m (рис. 62, б) дислокации из скоплений получают возможность обойти некоторые барьеры и двигаться какое-то время под действием напряжений, меньших S_m — образуется «зуб». При дальнейшей деформации вновь наблюдается нормальное упрочнение. Эффект деформационного разупрочнения — еще одно свидетельство определяющего влияния субструктуры на вид кривых растяжения при разных температурах.

Изменения субструктуры и деформационного упрочнения становятся особенно существенными, когда температура испытания превышает температуру начала интенсивного возврата. Трехстадийность упрочнения уже не проявляется, скорость упрочнения резко падает, а при достаточно высоких температурах на большей части кривой растяжения, за исключением начального участка, упрочнение вообще может не наблюдаться, здесь возможно даже разупрочнение. Все эти эффекты обусловлены явлением возврата в процессе растяжения и соответствующим совершенствованием субструктуры, в частности меньшим приростом или даже снижением плотности дислокаций по мере деформации. Влияние температуры тем существеннее,

чем меньше скорость растяжения. Замедление деформации влияет на кривые упрочнения качественно аналогично повышению температуры испытания.

Влияние примесей и легирования на деформационное упрочнение

Особенности пластической деформации твердых растворов и гетерофазных сплавов рассмотрены в § 4 гл. III. Знание этих особенностей позволяет предсказать и объяснить основные эффекты воздействия легирования на деформационное упрочнение.

Примеси в технических металлах и малые количества легирующих элементов, входящих в твердый раствор, оказывают влияние на вид кривых растяжения в основном через образование примесных атмосфер на дислокациях. Влияние это проявляется, как правило, на начальных этапах пластической деформации и подробно рассматривается при анализе предела текучести в § 4 настоящей главы.

Отличия деформационного упрочнения концентрированных твердых растворов от чистых металлов наиболее полно можно выявить, сопоставив соответствующие кривые монокристаллов, благоприятно ориентированных для одиночного скольжения. На рис. 63 такое сопоставление сделано на примере никеля и его сплавов — твердых растворов с кобальтом. В целом характер кривых остается аналогичным, что свидетельствует об идентичности процессов, определяющих упрочнение чистых металлов и твердых растворов. В то же время видно, что растворение легирующего элемента вызывает прогрессирующее: а) повышение критического напряжения сдвига; б) удлинение стадии легкого скольжения; в) повышение напряжений перехода ко II и особенно III стадиям; г) увеличение коэффициента деформационного упрочнения на III стадии.

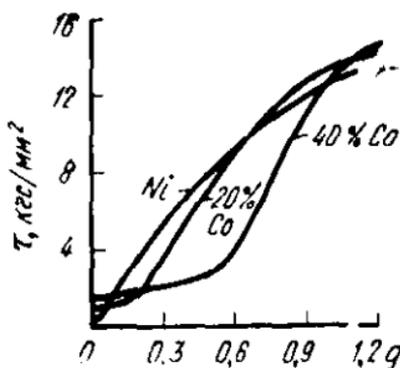


Рис. 63. Кривые деформационного упрочнения никеля и твердых растворов кобальта в никеле при 295 К (Майснер)

Рост критического напряжения сдвига обусловлен увеличением сил трения при движении дислокаций в решетке с наличием инородных атомов. Увеличение протяженности I стадии при легировании — результат затруднения начала скольжения в новых плоскостях: если критическое напряжение сдвига возрастает, то концентрация напряжений у скоплений дислокаций в твердом растворе, необходимая для иницирования скольжения в новых плоскостях, тоже растет и, следовательно, легкое скольжение может продолжаться до больших деформаций.

Особенно важным является повышение напряжения перехода к III стадии и увеличение здесь коэффициента упрочнения. Это связано с затруднением в результате легирования поперечного скольжения дислокаций (из-за увеличения сил трения), упорядочения и, очень часто, уменьшения энергии дефекта упаковки. В результате коэффициент деформационного упрочнения и уровень напряжений течения поликристаллических сплавов — твердых растворов оказываются более высокими, чем чистого металла.

Количественно разница в деформационном упрочнении чистого металла и твердого раствора колеблется в широких пределах и определяется типом решетки и различием таких параметров, как энергия дефекта упаковки, размерное и электрохимическое несоответствие атомов растворителя и добавки (оно определяет степень искажения решетки и прирост силы трения при легировании), степень порядка и др. Например, при комнатной температуре коэффициент упрочнения г. ц. к. поликристаллов Ni_3Fe , Cu_3Al и Au_3Cu с упорядоченной структурой примерно в два раза больше, чем в отсутствие дальнего порядка. В то же время упорядочение сплавов с о. ц. к. и г. к. решетками весьма слабо сказывается на деформационном упрочнении. Ясно, что увеличение разницы в энергиях дефекта упаковки сплава и исходного металла, а также степени атомного несоответствия легирующего элемента и основы должно при прочих равных условиях усиливать различия в деформационном упрочнении. Чем ниже температура испытания, тем более значительны эти различия твердых растворов и чистых металлов. Однако если они обусловлены упорядочением, то влияние температуры становится неоднозначным: пока с повышением температуры степень порядка растет,

разница в деформационном упрочнении увеличивается, и наоборот.

Легирующие элементы, вызывающие образование избыточных фаз, усиливают деформационное упрочнение с самого начала пластического течения. При наличии достаточно большого количества дисперсных выделений стадия легкого скольжения может быть полностью подавлена, и кривая упрочнения монокристалла оказывается по виду такой же, как у поликристалла. По мере деформации таких сплавов степень упрочнения может даже на начальных этапах возрастать за счет образования дислокационных петель между частицами и соответствующего уменьшения «эффективного» расстояния между ними. Частицы второй фазы затрудняют как консервативное скольжение дислокаций, так и неконсервативное их движение — поперечное скольжение и переползание. Поэтому они способствуют увеличению коэффициента упрочнения и росту напряжений течения на всех стадиях деформации и практически при всех температурах (хотя, конечно, с повышением температуры их упрочняющее действие ослабляется).

Как известно, в процессе пластической деформации резко увеличивается концентрация точечных дефектов, в первую очередь вакансий. Это приводит к ускорению диффузионных процессов при испытании. В технических сплавах ускорение диффузии в процессе испытания проявляется особенно часто и имеет важное значение. Это относится в первую очередь к тем сплавам, в которых возможны диффузионные фазовые превращения. Последние, особенно при повышенных температурах испытания, могут вызывать различные аномалии в ходе кривых упрочнения. Например, в стареющих сплавах повышение температуры в определенном диапазоне может вызывать не снижение, а повышение уровня напряжений течения и коэффициента деформационного упрочнения однофазного до испытания материала.

В металлах и сплавах с высокодисперсной структурой одновременное воздействие напряжений и повышенных температур вызывает уже упоминавшийся эффект сверхпластичности. Типичный пример — монотектоидный сплав цинка с 22% Al, на котором и было открыто А. А. Бочваром и З. А. Свидерской явление сверхпластичности цинк-алюминиевых сплавов. При температурах 473—543 К и определенном интервале скоростей растяжения образцы

этого сплава проявляют все признаки сверхпластической деформации. Помимо большого удлинения (10^2 — $10^3\%$) для такой деформации характерны очень низкие напряжения течения, плавно снижающиеся на большей части кривой растяжения. Такое аномальное разупрочнение обусловлено существенным снижением скорости деформации в процессе испытания с постоянной скоростью деформирования (чем больше длина образца, тем меньше ему относительному удлинению соответствует то же абсолютное удлинение и меньше скорость деформации). В результате замедления деформации полнее успевают проходить термически активируемые процессы в приграничных зонах, легче идет межзеренная деформация и напряжение течения снижается.

4. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

После анализа общих закономерностей изменения напряжений в функции величины деформации перейдем к методике определения и анализу отдельных механических свойств при растяжении. Эти свойства могут быть разделены на две основные группы — прочностные и пластические.

Прочностные свойства — это характеристики сопротивления материала образца деформации или разрушения. Большинство стандартных прочностных характеристик

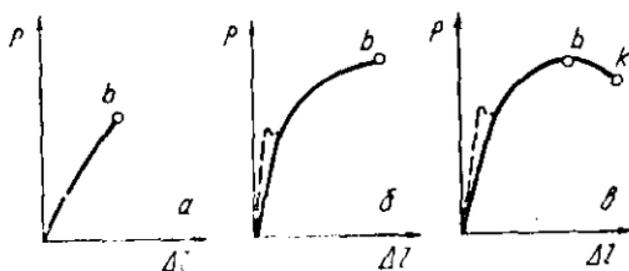


Рис. 84. Разновидности первичных диаграмм растяжения:
a — хрупкое разрушение; *б* — разрушение после равномерной деформации; *в* — разрушение после образования шейки

рассчитывают по положению определенных точек на диаграмме растяжения, в виде условных растягивающих напряжений. В предыдущем параграфе анализировались диаграммы в координатах *истинное напряжение — истинная деформация*, которые наиболее точно ха

характеризуют деформационное упрочнение. На практике же механические свойства обычно определяют по первичным кривым растяжения в координатах *нагрузка — абсолютное удлинение*, которые автоматически записываются на диаграммной ленте испытательной машины. Для поликристаллов различных металлов и сплавов все многообразие этих кривых можно свести в первом приближении к трем типам — рис. 64.

Диаграмма растяжения I типа характерна для образцов, разрушающихся хрупко, без заметной пластической деформации. Диаграмма II типа получается при растяжении образцов, равномерно деформирующихся вплоть до разрушения. Наконец, диаграмма III типа характерна для образцов, разрушающихся после образования шейки в результате сосредоточенной деформации. Такая диаграмма может получиться и без образования шейки в образце — при высокотемпературном растяжении; участок *bk* здесь может быть сильно растянут и почти параллелен оси деформаций.

Возрастание нагрузки до момента разрушения (см. рис. 64,б) или до максимума (см. рис. 64,в) может быть либо плавным (сплошные линии), либо прерывистым. В последнем случае на диаграмме растяжения могут, в частности, появиться «зуб» и площадка текучести (пунктир на рис. 64, б, в).

В зависимости от типа диаграммы меняется набор характеристик, которые по ней можно рассчитать, а также их физический смысл. На рис. 65 (диаграмма III типа) нанесены характерные точки, по ординатам которых

рассчитывают прочностные характеристики $\left(\sigma_l = \frac{P_l}{F_0}\right)$.

Как видно, на диаграммах двух других типов (см. рис. 64,а,б) могут быть нанесены не все эти точки.

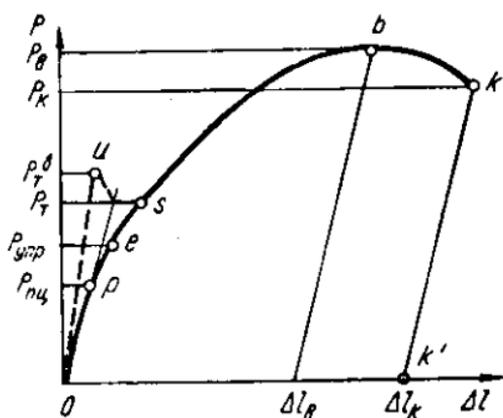


Рис. 65. Характерные точки на диаграмме растяжения, по которым рассчитывают прочностные характеристики

Предел пропорциональности

Первая характерная точка на диаграмме растяжения — точка p (см. рис. 65). Усилие $P_{\text{пл}}$ определяет величину *предела пропорциональности — напряжения*, которое материал образца выдерживает без отклонения от закона Гука. Приблизительно величину $P_{\text{пл}}$ можно определить по точке, где начинается расхождение кривой растяжения и продолжения прямолинейного участка (см. рис. 66).

Для того чтобы унифицировать методику и повысить точность расчета предела пропорциональности, его оценивают как условное напряжение ($\sigma_{\text{пл}}$), при котором отступление от линейной зависимости между нагрузкой и удлинением достигает определенной величины. Обычно допуск при определении $\sigma_{\text{пл}}$ задают по уменьшению тангенса угла наклона, образованного касательной и кривой растяжения в точке p с осью деформаций, по сравнению с тангенсом на начальном упругом участке. Стандартная величина допуска 50%, возможно также использование 10 и 25%-ного допуска. Его величина должна указываться в обозначении предела пропорциональности — $\sigma_{\text{пл}50}$, $\sigma_{\text{пл}25}$, $\sigma_{\text{пл}10}$.

При достаточно большом масштабе первичной диаграммы растяжения величину предела пропорциональности можно определить графически прямо на этой диаграмме (рис. 66). В первую очередь продолжают прямолинейный участок до пересечения с осью деформаций в точке O , которую и принимают за новое начало координат, исключая таким образом искаженный из-за недостаточной жесткости машины начальный участок диаграммы. Далее можно пользоваться двумя способами. По первому из них на произвольной высоте в пределах упругой области восстанавливают перпендикуляр AB к оси нагрузок (см. рис. 66,а), откладывают вдоль него отрезок $BC = 1/2 AB$ и проводят линию OC . При этом $\text{tg}\alpha' = \text{tg}\alpha/1,5$. Если теперь провести касательную к кривой растяжения параллельно OC , то точка касания p определит искомую нагрузку $P_{\text{пл}}$ (см. рис. 66,а).

При втором способе из произвольной точки прямолинейного участка диаграммы опускают перпендикуляр KU (см. рис. 66,б) на ось абсцисс и делят его на три равные части. Через точку C и начало координат проводят прямую, а параллельно ей — касательную к кривой рас-

тяжения. Точка касания p (см. рис. 66,б) соответствует усилию $P_{\text{плц}} (\text{tg}\alpha' = \text{tg}\alpha/1,5)$.

Более точное определение предела пропорциональности возможно при использовании специальных прибо-

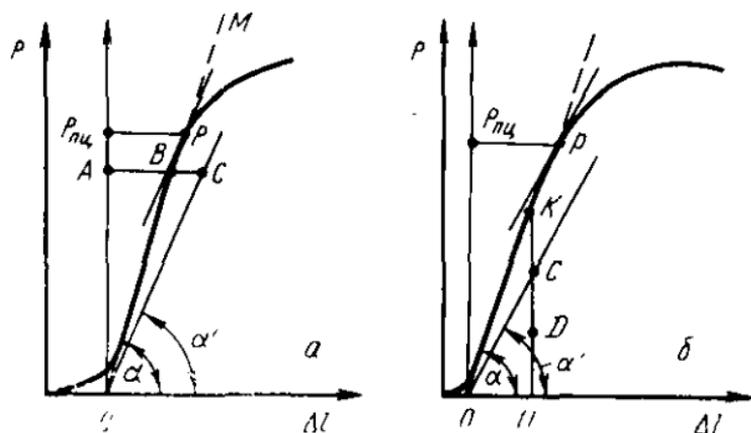


Рис. 66. Графические способы определения предела пропорциональности

ров — тензометров — для измерения малых деформаций. Выше уже был описан резисторный тензодатчик, принцип действия которого основан на измерении сопротивления проводника при его деформации, например растяжением. Такие тензодатчики отличаются наибольшей точностью, однако требуют использования относительно сложной аппаратуры для усиления и регистрации поступающего от датчика сигнала. Поэтому до сих пор широко используются и другие тензометры, которые при меньшей точности более дешевы и просты в обслуживании: зеркальные, рычажные, индикаторные и др.

На рис. 67 в качестве примера показана схема часто применяемого зеркального оптико-механического тензометра Мартенса. С двух сторон на образце 1 при помощи пружины 3 держатся две легкие пластинки 2. Снизу они упираются в образец остриями 4, а сверху прижимают к нему подвижные призмы 5 ромбического сечения с зеркальцами 6. Перед началом растяжения призмы устанавливают так, чтобы их большая диагональ была нормальна оси образца. Расстояние l_0 между остриями 4 пластинок и призм 5 является базой, на которой измеряется деформация. Эта база колеблется в тензометрах Мартенса от 50 до 200 мм и в определенной

мере влияет на точность измерения деформации (чем больше база, тем выше точность). При растяжении образца на Δl прижатые к нему острия призмы 5 перемещаются (рис. 67 — пунктир), а противоположные сохраня-

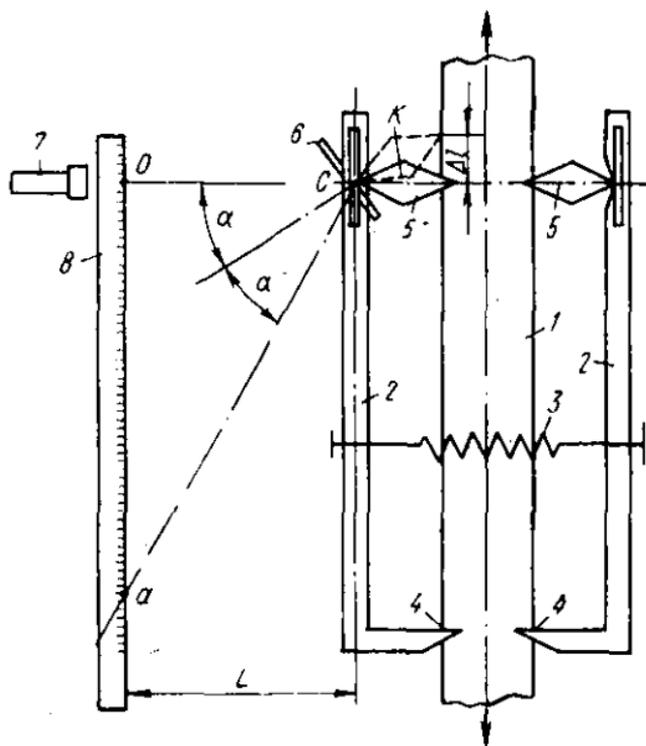


Рис. 67. Схема оптико-механического тензомера Мартенса

ют свое положение на пластинках 2, поворачиваясь около точки c на какой-то угол α . На тот же угол повернется и плоскость зеркал 6. В результате световой зайчик от источника света 7 перейдет из положения o на шкале 8 в положение a . Величина oa — это увеличенное удлинение Δl . В зависимости от расстояния L и длины большой диагонали призмы k получается разный коэффициент увеличения истинной абсолютной деформации.

При малых углах

$$\Delta l_1 = o a \cdot k / 2 L .$$

Обычно подбирают отношение $k/L = 1/250$ и тогда

$$\Delta l = o a / 500 .$$

Использование двух измерительных установок с двух противоположных сторон образца позволяет учесть ис-

кажения из-за его неизбежного изгиба в результате пусть малого, но всегда имеющегося перекоса в захватах машины. Величину удлинения поэтому определяют как среднеарифметическое значение из отсчетов по двум шкалам:

$$\Delta l = \frac{oa' + oa''}{1000}$$

Как видно из этой расчетной формулы, коэффициент увеличения достаточно велик для точного измерения малых удлинений (цена деления шкалы 8 на рис. 67 составляет 0,001 мм).

Методика определения предела пропорциональности с помощью тензометров сводится к следующему. Сначала образец без тензометров растягивают до достижения начального усилия P_0 , соответствующего $\sim 10\%$ от примерно ожидаемого предела пропорциональности. Затем на образец устанавливают тензометр, обеспечивающий измерение удлинений с двух противоположных сторон образца. Последующее нагружение образца производят ступенями и сразу же после каждой ступени нагружения (без разгрузки) снимают показания тензометров. До напряжения, отвечающего 70—80% ожидаемого $\sigma_{пл}$, дают 3—5 крупных (и равных по величине) ступеней ΔP . Дальнейшие ступени $\Delta P'$ делают более мелкими: $\Delta \sigma \approx 2$ кгс/мм². Испытание прекращают, когда прирост удлинения $\Delta l = \Delta'_{ср} + f$ увеличится в 1,5—3 раза по сравнению со средним приростом деформации $\Delta'_{ср}$ (при той же ступени нагружения) на прямолинейном участке кривой растяжения.

Искомая нагрузка $P_{пл}$ должна отвечать приросту удлинения $\Delta l = \Delta'_{ср} + f_{зад}$, где $f_{зад}$ — заданный допуск на отклонение от закона пропорциональности. Обычно $f_{зад} = 0,5\Delta'$. Если после очередной малой ступени нагружения на ΔP_1 мы получим $\Delta l > \Delta' + f_{зад}$, то для определения $P_{пл}$ допускается линейная интерполяция. Например, $\Delta'_{ср}$ равно 8 делениям шкалы тензометра, а $f_{зад}$ — 4 делениям. При нагрузке 4000 кгс величина Δl_4 равна 10 делениям (не хватает двух делений до получения $f_{зад}$). После очередной ступени нагружения ($\Delta P' = 100$ кгс) величина Δl_{4+1} составляет 14 делений. Следовательно, приросту усилия на 100 кгс здесь соответствует 4 деления шкалы тензометра, на 1 деление приходится 25 кгс. Тогда $P_{пл} = 4000 + 2 \cdot 25 = 4050$ кгс.

В процессе определения предела пропорциональности можно оценить и величину модуля нормальной упругости. Для этого необходимо перевести использованную ступень нагружения ΔP (или $\Delta P'$) в соответствующий прирост напряжений $\Delta \sigma$, а среднее абсолютное удлинение $\Delta s_{\text{ср}}$ в упругой области, отвечающее каждой ступени, — в относительное $\Delta \delta$. Поскольку в области упругой деформации поперечное сечение образца почти не меняется, $\Delta \sigma \approx \Delta S$, а $\Delta \delta$ очень близко к приросту истинного относительного удлинения $\Delta \epsilon$. Тогда

$$E = \frac{\Delta S}{\Delta \epsilon} \approx \frac{\Delta \sigma}{\Delta \delta}.$$

Предел упругости

Следующая характерная точка на первичной диаграмме растяжения (см. рис. 65) — точка e . Ей отвечает нагрузка, по которой рассчитывают *условный предел упругости* — напряжение, при котором остаточное удлинение достигает заданной величины, обычно 0,05%, иногда меньше — вплоть до 0,005%. Используемый при расчете допуск указывается в обозначении условного предела упругости: $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,01}$ и т. д.

Таким образом, предел упругости характеризует напряжение, при котором появляются первые признаки макропластической деформации. В связи с малым допуском по остаточному удлинению даже $\sigma_{0,05}$ трудно с достаточной точностью определить по первичной диаграмме растяжения. Поэтому в тех случаях, когда высокой точности не требуется, предел упругости принимается равным пределу пропорциональности. Если же необходима точная количественная оценка $\sigma_{0,05}$, то используют тензометры. Методика определения $\sigma_{0,05}$ во многом аналогична описанной для $\sigma_{\text{пц}}$, однако имеется одно принципиальное различие. Поскольку при определении предела упругости допуск задается по величине остаточной деформации, после каждой ступени нагружения необходимо разгружать образец до начального напряжения $\sigma_0 = 10\%$ от ожидаемого $\sigma_{0,05}$ и затем только измерять удлинение по тензометру.

Предел текучести

При отсутствии на диаграмме растяжения зуба и площадки текучести рассчитывают *условный предел текучести* — напряжение, при котором остаточное удлинение достигает заданной величины, обычно 0,2%, иногда 0,1 или 0,3% и более. Соответственно условный предел текучести обозначается $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,1}$ или $\sigma_{0,3}$. Как видно, эта характеристика отличается от условного предела упругости только величиной допуска. Предел текучести характеризует напряжение, при котором происходит более полный переход к пластической деформации.

Наиболее точная оценка величины $\sigma_{0,2}$ может быть выполнена при использовании тензометров. Методика здесь полностью аналогична той, которая применяется при определении $\sigma_{0,05}$. Поскольку допуск по удлинению для расчета условного предела текучести относительно велик, его часто определяют графически по диаграмме растяжения, если последняя записана в достаточно большом масштабе (не менее 10:1 по оси деформаций). Для этого по оси удлинений от начала координат откладывают отрезок $OK = 0,2 \frac{l_0}{100}$ и через точку K проводят прямую, параллельную прямолинейному участку диаграммы (рис. 68). Ордината точки S будет соответствовать величине нагрузки $P_{0,2}$, определяющей условный предел текучести

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0. \quad (58)$$

Условные пределы пропорциональности, упругости и текучести характеризуют сопротивление материала малым деформациям. Величина их незначительно отличается от истинных напряжений, отвечающих соответствующим допускам по деформации. Техническое значение этих пределов сводится к тому, чтобы оценить те уровни напряжений, под действием которых та или иная деталь может работать, совсем не подвергаясь остаточной деформации (предел

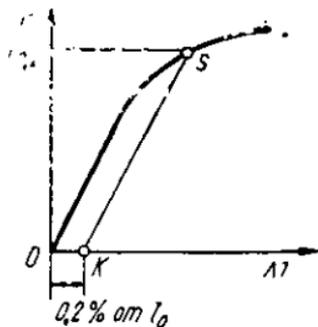


Рис. 68. Определение условного предела текучести по диаграмме растяжения

пропорциональности) или деформируясь на какую-то небольшую допускаемую величину, определяемую условиями эксплуатации ($\sigma_{0,01}$, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,2}$ и т. д.). Учитывая, что в современной технике остаточное изменение размеров деталей и конструкций лимитируется все более жестко, становится ясной насущная необходимость точного знания пределов пропорциональности, упругости и текучести, которые широко используются в конструкторских расчетах.

Физический смысл предела пропорциональности любого материала настолько очевиден, что не требует специального обсуждения. Действительно, $\sigma_{цп}$ для моно- и поликристалла, гомогенного металла и гетерофазного сплава — это всегда максимальное напряжение, до которого при растяжении соблюдается закон Гука и макропластическая деформация не наблюдается. Следует, однако, помнить, что до достижения $\sigma_{цп}$ в отдельных зернах поликристаллического образца (при их благоприятной ориентировке, наличии концентраторов напряжений) может начаться пластическая деформация, которая, однако, не приведет к удлинению всего образца, пока деформацией не окажется охваченным большинство зерен. Самым начальным стадиям этого макроудлинения образца соответствует предел упругости. Для благоприятно ориентированного монокристалла он должен быть близок к критическому скальвающему напряжению, конечно, после перевода касательного напряжения в эквивалентное ему нормальное по формуле (43). Естественно, что при разных кристаллографических ориентировках монокристалла предел упругости будет различен. У достаточно мелкозернистого поликристалла в отсутствие текстуры предел упругости изотропен — одинаков во всех направлениях.

Природа условного предела текучести поликристалла в принципе аналогична природе предела упругости. Однако предел текучести является наиболее распространенной и важной характеристикой сопротивления металлов и сплавов малой пластической деформации. Поэтому физический смысл предела текучести и его зависимость от различных факторов необходимо проанализировать подробнее.

Плавный переход от упругой к пластической деформации (без зуба и площадки текучести) наблюдается при растяжении таких металлов и сплавов, в которых

имеется достаточно большое количество подвижных, незакрепленных дислокаций в исходном состоянии (до начала испытания). Напряжение, необходимое для начала пластической деформации поликристаллов этих материалов, оцениваемое через условный предел текучести, определяется силами сопротивления движению дислокаций внутри зерен, легкостью передачи деформации через их границы и размером зерен.

Эти же факторы определяют и величину *физического предела текучести* σ_T — напряжения, при котором образец деформируется под действием практически неизменной растягивающей нагрузки P_T (площадка текучести на пунктирной кривой — рис. 65). Физический предел текучести часто называют *нижним* в отличие от *верхнего* предела текучести, рассчитываемого по нагрузке, соответствующей вершине зуба текучести u на рис. 65:

$$\sigma_T^B = P_T^B / F_0. \quad (59)$$

Процесс образования зуба и площадки текучести (так называемое явление резкой текучести) внешне выглядит следующим образом. Упругое растяжение приводит к плавному подъему сопротивления деформированию вплоть до σ_T^B , затем происходит относительно резкий спад напряжений до σ_T^A и последующая деформация (обычно на 0,1—1%) идет при неизменном внешнем усилии — образуется площадка текучести. Во время удлинения, соответствующего этой площадке, образец на рабочей длине покрывается характерными полосами Чернова—Людерса, в которых локализуется деформация. Поэтому величину удлинения на площадке текучести (0,1—1%) часто называют деформацией Чернова—Людерса.

Явление резкой текучести наблюдается у многих технически важных материалов и поэтому имеет большое практическое значение. Оно представляет также общий теоретический интерес с точки зрения понимания природы начальных стадий пластической деформации металлических материалов.

В последние десятилетия показано, что зуб и площадку текучести можно получить при растяжении моно- и поликристаллов металлов и сплавов с различными решетками и микроструктурой. Однако наиболее часто фиксируется резкая текучесть при испытании металлов с о. ц. к. решеткой и сплавов на их основе. Естественно,

практическое значение резкой текучести для этих металлов особенно велико и большинство теорий также разрабатывалось применительно к особенностям этих материалов. Использование дислокационных представлений для объяснения резкой текучести было одним из первых и очень эффективных приложений теории дислокаций.

Вначале образование зуба и площадки текучести в о. ц. к. металлах связывали с эффективной блокировкой дислокаций примесями. Известно, что в о. ц. к. решетке атомы примесей внедрения образуют не обладающие шаровой симметрией поля упругих напряжений и взаимодействуют с дислокациями всех типов, в том числе с чисто винтовыми. Уже при малых концентрациях [$<10^{-1}$ — $10^{-2}\%$ (ат.)] примеси (например, азот и углерод в железе) способны блокировать все дислокации, имеющиеся в металле до деформации. Тогда, по Коттреллу, для начала движения дислокаций и, следовательно, для начала пластического течения необходимо приложить напряжение, гораздо большее, чем это требуется для перемещения дислокаций, свободных от примесных атмосфер. Следовательно, вплоть до момента достижения верхнего предела текучести заблокированные дислокации не могут начать двигаться и деформация идет упруго. После достижения σ_T^a , по крайней мере, часть этих дислокаций (расположенная в плоскостях действия максимальных касательных напряжений) отрывается от своих атмосфер и начинает перемещаться, производя пластическую деформацию. Последующий спад напряжений — образование зуба текучести — происходит потому, что свободные от примесных атмосфер и более подвижные дислокации могут скользить некоторое время под действием меньших напряжений σ_T^h , пока их торможение не вызовет начала обычного деформационного упрочнения.

Подтверждением правильности теории Коттрелла служат результаты следующих простых опытов. Если продеформировать железный образец, например, до точки А (рис. 69), разгрузить его и тут же вновь растянуть, то зуба и площадки текучести не возникнет, потому что после предварительного растяжения в новом исходном состоянии образец содержит множество подвижных, свободных от примесных атмосфер дислокаций. Если теперь после разгрузки от точки А образец выдержать какое-то время при комнатной или слегка повы-

шенной температуре, т. е. дать время для конденсации примесей на дислокациях, то при новом растяжении на диаграмме опять появятся зуб и площадка текучести.

Таким образом, теория Коттрелла связывает резкую текучесть с *деформационным старением* — *закреплением дислокаций примесями*. Если деформационное старение успевает проходить в процессе деформации (динамическое деформационное старение), то на кривой растяжения может появиться несколько зубов — плавность деформационного упрочнения нарушается (рис. 70). Такое скачкообразное изменение сопротивле-

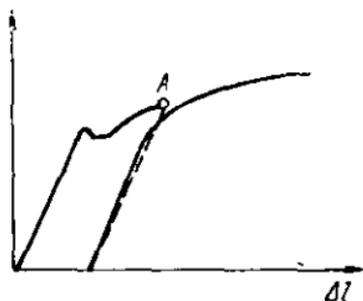


Рис. 69. Устранение резкой текучести предварительной пластической деформацией

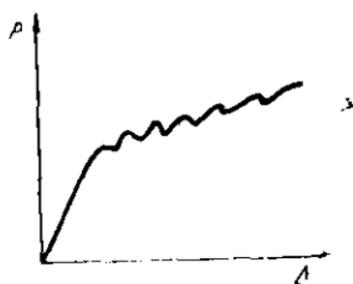


Рис. 70. Кривая растяжения, во время которого идет динамическое деформационное старение

ния деформации объясняется периодической задержкой дислокаций у различных барьеров, во время которых примесные атомы успевают продиффундировать к дислокациям, способствуя их дополнительному закреплению. Для продолжения деформации необходимо существенно повышать напряжение (до вершины очередного зуба), а когда оно окажется достаточным для разблокировки дислокаций, последние могут двигаться под действием более низких напряжений (очередной минимум на кривой растяжения). Затем подвижные дислокации вновь тормозятся, блокируются и ситуация повторяется.

Ранее предполагалось, что после разблокировки пластическая деформация, по крайней мере вначале, осуществляется путем скольжения этих «старых», но теперь освобожденных от примесей дислокаций. Однако для ряда материалов установлено, что исходные дислокации могут быть настолько прочно закреплены, что их разблокировки не происходит и пластическая деформация на площадке текучести идет за счет движения вновь

образовавшихся дислокаций. Кроме того, образование зуба и площадки текучести наблюдается у бездислокационных кристаллов — «усов». Следовательно, теория Коттрелла описывает лишь частный, хотя и весьма важный случай проявления резкой текучести.

Основной современной общей теории резкой текучести, которую еще нельзя считать окончательно установленной, является все то же положение, выдвинутое Коттреллом: зуб и площадка текучести обусловлены резким увеличением числа подвижных дислокаций в начале пластического течения. Это значит, что для их появления требуется выполнение двух условий: 1) в исходном образце число подвижных дислокаций должно быть очень малым; 2) оно должно иметь возможность быстро увеличиться по тому или иному механизму в самом начале пластической деформации.

Недостаток подвижных дислокаций в исходном образце может быть обусловлен либо высоким совершенством его субструктуры (например, в усах), либо закреплением большинства имеющихся дислокаций. По

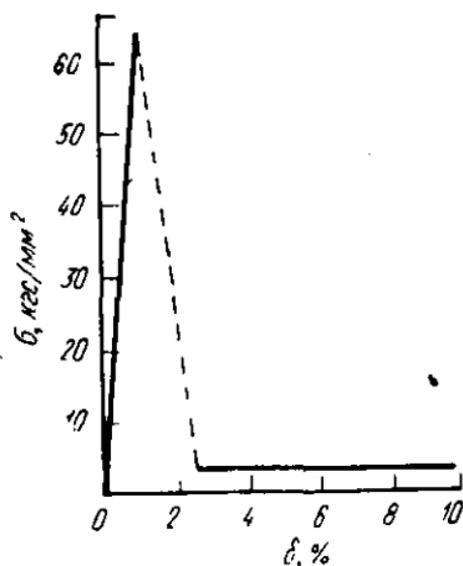


Рис. 71. Диаграмма растяжения нитевидного монокристалла меди (Джонстон, Гилман)

Коттреллу такое закрепление может быть достигнуто образованием примесных атмосфер. Возможны и другие способы закрепления, например частицами второй фазы. Зависимость высоты зуба текучести от числа подвижных дислокаций в исходном образце убедительно доказывают опыты с металлическими усами (рис. 71) и кристаллами LiF. В бездислокационных усах верхний предел текучести приближается к значениям теоретической прочности. Однако как только

достигается напряжение, достаточное для начала образования дислокаций, напряжение течения резко (иногда на порядок и больше) падает. В кристаллах LiF методом ямок травления возможно

отделение подвижных дислокаций от закрепленных. Поэтому для этого материала удалось построить экспериментально зависимость высоты зуба текучести $\left(\frac{\sigma_T^B - \sigma_T^H}{\sigma_T^B}\right)$ от плотности подвижных дислокаций. С

увеличением этой плотности в определенном диапазоне происходит плавное уменьшение высоты зуба, а при $\rho > 10^6 \text{ см}^{-2}$ он вообще не проявляется.

Резкое увеличение числа подвижных дислокаций может происходить 1) за счет разблокировки ранее закрепленных дислокаций (отрыв от примесных атмосфер, обход частиц поперечным скольжением и т. д.); 2) путем генерирования; 3) путем размножения новых дислокаций. Последние два способа увеличения плотности подвижных дислокаций могут реализовываться по всем известным механизмам: генерацией источниками Франка—Рида, границами зерен, частицами второй фазы, размножением путем двойного поперечного скольжения, рекомбинацией и т. д.

В общем виде возможность возникновения резкой текучести в материале с малой исходной плотностью подвижных дислокаций и быстрым ее увеличением в начале пластического течения описывается теорией Гана. Предположим, что наш образец растягивается с постоянной скоростью деформации. Удлинение его e состоит из упругой e_y и пластической e_n составляющих. Скорость упругой составляющей удлинения

$$\dot{e}_y = \dot{S}/E, \quad (60)$$

где \dot{S} — скорость изменения напряжения;
 E — модуль упругости.

Скорость пластической составляющей удлинения

$$\dot{e}_n = bLv, \quad (61)$$

где L — общая длина подвижных дислокаций в единице объема;
 v — средняя скорость их движения.

Величина v сильно зависит от действующего напряжения:

$$v = K S^n, \quad (62)$$

причем постоянная n для металлов имеет порядок

$10^1 - 10^2$ (K — коэффициент). С учетом деформационного упрочнения

$$v = K (S - q e_n)^n. \quad (63)$$

Здесь q — коэффициент пропорциональности (считается, что напряжение линейно возрастает с деформацией), а весь член $q e_n$ характеризует величину напряжений, действующих на скользящую дислокацию в результате упругого взаимодействия с другими дислокациями. По экспериментальным данным

$$L = K' e_n^\alpha + L_0, \quad (64)$$

где K' и α — постоянные;

L_0 — длина подвижных дислокаций в образце до начала растяжения.

В результате суммарная скорость деформации

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_y + \dot{\epsilon}_n = \dot{S}/E + bK (K' e_n^\alpha + L_0) (S - q e_n)^n. \quad (65)$$

Из-за высоких значений n второе слагаемое в этом выражении или намного больше или значительно меньше первого. Поэтому напряжение примерно равно

$$S \approx E \epsilon \quad (66a)$$

или

$$S \approx q e + [\dot{\epsilon}/K b (L_0 + K' e_n^\alpha)]^{1/n}. \quad (66b)$$

На рис. 72 показаны кривые, соответствующие уравнениям (66 а) и (66 б), а также суммарная диаграмма растяжения. Зуб текучести образуется на ней из-за пер-

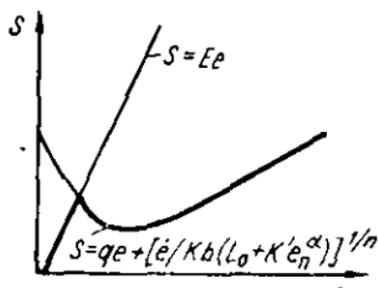


Рис. 72. Кривые напряжение — деформация, соответствующие уравнениям (66)

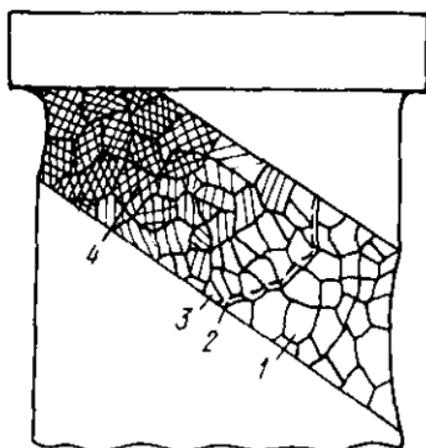


Рис. 73. Пластическая деформация в полосе Чернова — Людерса (по Мак Линчу)

воначального снижения S в соответствии с формулой (66 б). Видно, что чем меньше n и длина (плотность) подвижных дислокаций L_0 в исходном состоянии, тем выше будет зуб текучести. При типичных для железа значениях величин, входящих в уравнения (66), резкая текучесть должна быть заметна при $L_0 < 10^3 \text{ см}^{-2}$ ($n=35$), т. е. при очень низкой плотности подвижных дислокаций.

До сих пор, анализируя природу резкой текучести, мы рассматривали только дислокационные процессы внутри кристаллитов, никак не учитывая влияния границ зерен в поликристаллах и такую важную особенность деформации на площадке текучести, как распространение полос Чернова—Людерса. Эти полосы появляются в результате выхода на поверхность областей, внутри которых с высокой скоростью идет локализованная пластическая деформация. Ширина их обычно превышает несколько диаметров зерен и увеличивается по мере деформации. Первая полоса при отсутствии сильных концентраторов напряжений на поверхности или внутри образца возникает у одной из головок образца (рис. 73). Диаметр образца в месте образования полосы уменьшается на 0,1—0,2 мм, так что образующаяся ступенька играет теперь роль концентратора напряжений и в результате следующая полоса идет от исходной и т. д. В некоторых материалах деформация на площадке текучести идет путем распространения одной полосы Чернова—Людерса, охватывающей все сечение образца. Полосы Чернова—Людерса имеют матовый оттенок и хорошо видны невооруженным глазом на блестящей поверхности образца.

Увязка микро- и макроскопической картины развития резкой текучести представляется следующим образом. Еще до достижения верхнего предела текучести в некоторых зернах, где максимальна концентрация напряжений (например, вблизи головок образца) и наиболее благоприятна ориентировка относительно растягивающей силы, начинают работать дислокационные источники или разблокируются и начинают двигаться «старые» дислокации, имевшиеся в металле до начала испытания. Если исходный образец имеет достаточно совершенную субструктуру, подвижные дислокации относительно легко перемещаются по плоскостям скольжения, где касательные напряжения максимальны, и

многие из них доходят до границ зерен. Здесь они тормозятся, образуя плоские или объемные скопления. Когда напряжения от этих скоплений инициируют работу источников в соседнем зерне, исходное оказывается уже продеформированным — дальнейшая деформация здесь идет путем поперечного скольжения. При макроскопически равномерном распределении напряжений момент перехода деформации через первую границу зерна считается началом распространения полосы Чернова—Людерса и ему соответствует верхний предел текучести. При наличии же концентраторов напряжений полосы могут образовываться при более низких внешних напряжениях и высота зуба текучести будет уменьшаться вплоть до полного исчезновения. Такая сильная зависимость величины σ_T^B от концентраторов напряжений, которыми могут быть даже небольшие дефекты поверхности образца или включения внутри, приводят к относительно плохой воспроизводимости σ_T^B (разброс значений σ_T^B обычно значительно меньше)¹.

В районе фронта (пунктир на рис. 73) распространения полосы Чернова—Людерса можно выделить четыре области. В первой из них деформация еще не началась, здесь напряжение не достигло σ_T^B . Вторая область — это узкий слой непосредственно перед фронтом полосы. Здесь напряжение равно или больше верхнего предела текучести, причем складывается оно из

$$\sigma_T^B + \sigma_{ск} \geq \sigma_T^B,$$

где $\sigma_{ск}$ — напряжение, обусловленное дислокационными скоплениями на концах полос скольжения. В третьей зоне только началась работа дислокационных источников и скольжение идет в ограниченном числе систем (одной—двух). Наконец, четвертая область относится к уже продеформированному материалу за фронтом полосы Чернова—Людерса, где напряжение равно σ_T^B ; во всех зернах здесь идет поперечное скольжение.

Пластическая деформация внутри полос Чернова—

¹ Следует также отметить чувствительность высоты зуба и длины площадки текучести к жесткости испытательной машины. На недостаточно жестких машинах старого производства зуб и площадка текучести могут совсем не выявляться при растяжении материалов, для которых характерна резкая текучесть в случае испытания на жесткой машине.

Людерса характеризуется большой скоростью, относительно высоким для подвижных дислокаций уровнем напряжений и значительным количеством почти мгновенно образующихся дислокаций (в отсутствие резкой текучести плотность дислокаций с увеличением деформации возрастает плавно и с гораздо меньшей скоростью).

В макромасштабе полосы Чернова—Людерса распространяются под углом $\sim 45^\circ$ к вертикальной оси образца, т. е. в направлении действия максимальных касательных напряжений.

Из рассмотрения механизма резкой текучести следует, что величина физического (нижнего) предела текучести определяется теми же основными факторами, что и значения условного предела текучести: сопротивлением перемещению дислокаций, размером зерен и легкостью передачи деформации через их границы.

Зависимость предела текучести от размера зерна является важнейшей в теории предела текучести поликристаллов. Границы зерен служат эффективным барьером для движущихся дислокаций. Чем мельче зерно, тем чаще встречаются эти барьеры на пути скользящих дислокаций и большие напряжения требуются для продолжения пластической деформации уже на начальных ее стадиях. В результате по мере измельчения зерна предел текучести возрастает. Многочисленные эксперименты показали, что нижний предел текучести

$$\sigma_T^n = \sigma_i + K_y d^{-1/2}, \quad (67)$$

где σ_i и K_y — константы материала при определенной температуре испытания и скорости деформирования;

d — размер зерна (или субзерна при полигонизованной структуре, показанной на рис. 23, *д*).

Формула (67), называемая по имени ее первых авторов уравнением Петча—Холла, весьма универсальна и хорошо описывает влияние размера зерна не только на σ_T^n , но и на условный предел текучести и вообще любое напряжение течения в области равномерной деформации.

Физическая трактовка эмпирического уравнения (67) базируется на уже рассмотренных представлениях о природе резкой текучести. Константа σ_i рассматривается

как напряжение, необходимое для перемещения дислокаций внутри зерна, а слагаемое $K_y d^{-1/2}$ — как напряжение, требующееся для приведения в действие дислокационных источников в соседних зернах.

Величина σ_i зависит от силы Пайерлса — Набарро и препятствий скольжению дислокаций (другие дислокации, инородные атомы, частицы второй фазы и т. д.). Таким образом, σ_i — это «напряжение трения» — оно компенсирует те силы, которые приходится преодолевать дислокациям при своем перемещении внутри зерна. Для экспериментального определения σ_i можно использовать первичную диаграмму растяжения: величине σ_i соответствует точка пересечения экстраполированной в область малых деформаций кривой растяжения за площадкой текучести с прямолинейным участком этой кривой (рис. 74,а). Этот метод оценки σ_i основан на пред-

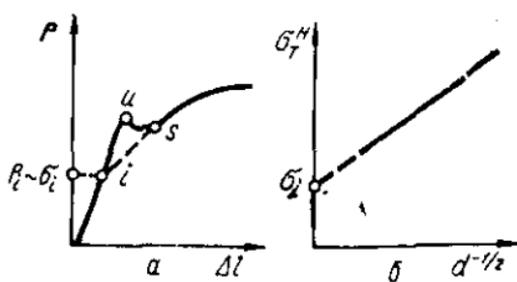


Рис. 74. Определение напряжения трения σ_i по диаграмме растяжения (а) и зависимости нижнего предела текучести от размера зерна (б)

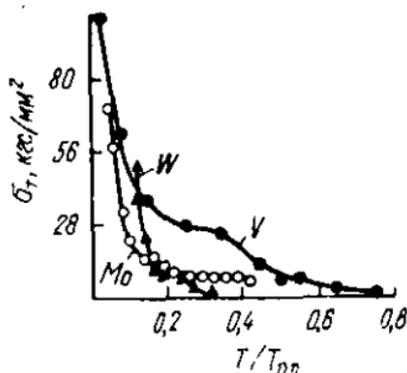


Рис. 75. Температурная зависимость предела текучести некоторых о. ц. к. металлов (Конрад)

ставлении о том, что участок *i*us диаграммы растяжения есть результат поликристалльности растягиваемого образца; если бы он был монокристаллом, то пластическое течение началось бы в точке *i*. Вторым способом определения σ_i — экстраполяция прямой $\sigma_T \sim d^{1/2}$ до значения $d^{-1/2} = 0$ (рис. 74,б). Здесь уже прямо предполагается, что σ_i — предел текучести монокристалла с такой же внутризеренной структурой, как и поликристаллы.

Параметр K_y характеризует наклон прямой $\sigma_T \sim d^{1/2}$. По Коттреллу

$$K_y = \sigma_d (2l)^{1/2}, \quad (68)$$

где σ_a — напряжение, необходимое для разблокировки дислокаций (например, отрыва от примесной атмосферы);

l — расстояние от границы зерна до ближайшего дислокационного источника.

Таким образом, K_y определяет трудность передачи деформации от зерна к зерну.

Физический смысл параметров σ_i и K_y остается тем же, если уравнение вида (67) используется для расчета условного предела текучести.

Эффект резкой текучести сильно зависит от температуры испытания. Ее изменение сказывается и на высоте зуба текучести, и на длине площадки, и, что самое главное, на величине нижнего (физического) предела текучести.

С повышением температуры испытания высота зуба и длина площадки текучести обычно уменьшаются. Такой эффект, в частности, проявляется при растяжении о. ц. к. металлов. Исключением являются сплавы и интервалы температур, в которых нагрев приводит к усилению блокировки дислокаций или затруднению их генерирования (например, при старении или упорядочении).

Снижение нижнего предела текучести особенно резко в тех диапазонах температур, где происходит существенное изменение степени блокировки дислокаций. В о. ц. к. металлах, например, резкая температурная зависимость σ_T наблюдается ниже $0,2 T_{пл}$ (рис. 75), что как раз и обуславливает их склонность к хрупкому разрушению при низких температурах, (см. гл. IV). Неизбежность температурной зависимости σ_T вытекает из физического смысла его составляющих. Действительно, σ_i должна зависеть от температуры, поскольку напряжения, необходимые для преодоления сил трения, падают с повышением температуры из-за облегчения обхода барьеров путем поперечного скольжения и переползания, а также наличия температурной зависимости силы Пайерлса — Набарро. Степень блокировки дислокаций, определяющая величину K_y и, следовательно, слагаемого $K_y d^{-1/2}$ в формуле (67), также должна уменьшаться при нагреве. В о. ц. к. металлах это обусловлено размытием примесных атмосфер уже при весьма низких температурах из-за высокой диффузионной подвижности примесей внедрения.

Величина условного предела текучести обычно слабее зависит от температуры, хотя и он закономерно снижается при нагреве чистых металлов и сплавов, в которых при испытании не происходит фазовых превращений. Если же такие превращения (особенно старение) имеют место, то характер изменения предела текучести с повышением температуры становится неоднозначным. В зависимости от изменений структуры здесь возможен и спад, и подъем, и сложная зависимость от температуры. Например, повышение температуры растяжения предварительно закаленного сплава — пересыщенного твердого раствора приводит вначале к повышению предела текучести вплоть до какого-то максимума, соответствующего наибольшему количеству дисперсных когерентных выделений продуктов распада твердого раствора, а при дальнейшем повышении температуры $\sigma_{0,2}$ будет снижаться из-за потери когерентности частиц с матрицей и их коагуляции.

Предел прочности

После прохождения точки s на диаграмме растяжения (см. рис. 65) в образце развивается интенсивная пластическая деформация, которая была ранее подробно рассмотрена. До точки b рабочая часть образца сохраняет первоначальную форму с постоянным в пределах расчетной длины сечением. Удлинение здесь также равномерно распределяется по расчетной длине. В точке b эта макроравномерность пластической деформации нарушается. В какой-то части образца, обычно вблизи концентратора напряжений, который был уже в исходном состоянии или образовался в процессе растяжения (чаще всего в середине расчетной длины), начинается локализация деформации. Ей соответствует местное сужение поперечного сечения образца — образование шейки.

Возможность значительной равномерной деформации и «оттягивание» момента начала образования шейки в пластичных материалах обусловлены наличием деформационного упрочнения. Если бы его не было, то шейка начинала бы формироваться сразу же по достижении предела текучести. На стадии равномерной деформации процесс увеличения напряжения течения из-за деформационного упрочнения полностью компенсируется удлинением и сужением расчетной части образца. Когда же

прирост напряжения из-за уменьшения поперечного сечения становится больше прироста напряжения из-за деформационного упрочнения, равномерность деформации нарушается и наблюдается образование шейки.

Условие начала формирования шейки можно получить из следующих простых соображений. В точке b прирост нагрузки $P_b = S_b F_b$ становится нулевым:

$$dP_b = 0 = F_b dS_b + S_b dF_b, \quad (69)$$

где S_b — истинное напряжение;

F_b — площадь поперечного сечения образца в точке b .

Исходя из постоянства объема V образца при пластической деформации, получаем

$$V = F_0 l_0 = F_b l_b;$$

$$F_0 = F_b (1 + \delta),$$

где F_0 и l_0 — начальная площадь сечения и расчетная длина образца.

Следовательно:

$$0 = F_b d\delta + dF_b (1 + \delta). \quad (70)$$

Объединяя выражения (69) и (70), находим — см. формулу (12), что

$$dS_b = \frac{S_b d\delta}{1 + \delta} = S_b de$$

и

$$\frac{dS}{de} = S. \quad (71)$$

Таким образом, шейка начинает образовываться по достижении удлинения, которому соответствует тот участок кривой *истинное напряжение — истинная деформация*, наклон которого численно равен величине истинного напряжения в этот момент деформации.

Процесс образования шейки идет от точки b вплоть до разрушения в точке k (см. рис. 65) и сопровождается снижением действующего на образец усилия. По максимальной нагрузке (P_b , рис. 64, 65) на первичной диаграмме растяжения рассчитывают условный предел прочности (временное сопротивление)

$$\sigma_b = P_b / F_0. \quad (72)$$

Для материалов, разрушающихся с образованием шейки, величина σ_b — это условное напряжение, харак-

теризующее сопротивление максимальной равномерной деформации.

Предельную прочность таких материалов σ_b не определяет. Это обусловлено двумя причинами. Во-первых, σ_b значительно меньше истинного напряжения S_b , действующего в образце в момент достижения точки b . К этому моменту относительное удлинение достигает уже 10—30% и площадь поперечного сечения образца $F_b \ll F_0$. Поэтому

$$S_b = \frac{P_b}{F_b} > \sigma_b = \frac{P_b}{F_0}.$$

Однако S_b также не может служить характеристикой предельной прочности, поскольку за точкой b на диаграмме растяжения (см. рис. 65) истинное сопротивление деформации продолжает возрастать, хотя усилие по первичной диаграмме падает. Дело в том, что это усилие на участке bk концентрируется на минимальном сечении образца в шейке, а площадь его уменьшается более существенно, чем усилие. Если перестроить первичную диаграмму растяжения в координатах $S—e$ или $S—\psi$ (рис. 76), то окажется, что S непрерывно возрастает по мере

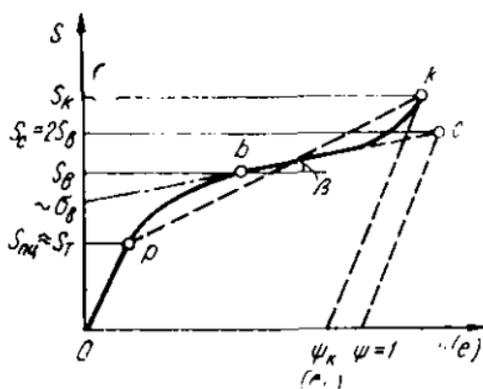


Рис. 76. Диаграмма истинных напряжений при растяжении

деформации вплоть до момента разрушения. Кривая на рис. 76 называется диаграммой истинных напряжений, которая и позволяет проводить строгий анализ деформационного упрочнения и прочностных свойств при растяжении. Эта диаграмма для материалов, разрушающихся с образованием шейки, обладает рядом интересных свойств.

В частности, продолжение прямолинейного участка диаграммы за точкой b до пересечения с осью напряжений дает возможность примерно оценить величину σ_b , а экстраполяция прямолинейного участка до точки c , соответствующей $\psi=1$ (100%), дает $S_c = 2S_b$.

Диаграмма на рис. 76 качественно отличается от рассмотренных в § 3 настоящей главы, поскольку при

анализе деформационного упрочнения мы обсуждали только стадию равномерной деформации, на которой сохраняется схема одноосного растяжения. Иными словами, в § 3 анализировались диаграммы истинных напряжений, которые соответствуют II типу кривых по рис. 64.

На рис. 76 видно, что S_b и тем более σ_b намного меньше истинного сопротивления разрыву:

$$S_k = P_k/F_k, \quad (73)$$

определяемого как отношение усилия в момент разрушения к минимальной площади поперечного сечения образца в месте разрыва F_k . Казалось бы, величина S_k является лучшей характеристикой предельной прочности материала. Однако и она весьма условна. Расчет S_k по формуле (73) предполагает, что в момент разрушения в шейке действует схема одноосного растяжения, хотя на самом деле там возникает сложное напряженное состояние, которое вообще нельзя охарактеризовать одним нормальным напряжением (именно поэтому сосредоточенная деформация не рассматривается в теориях деформационного упрочнения при одноосном растяжении). На самом деле S_k характеризует лишь некое среднее продольное напряжение в момент разрушения.

Таким образом, все рассмотренные характеристики прочности — σ_b , S_b , S_k — строго не определяют предельной прочности материала, т. е. того максимального истинного напряжения, которое он может выдержать до разрушения. На практике чаще всего определяют условный предел прочности, который наряду с пределом текучести является наиболее распространенной прочностной характеристикой при растяжении. Это широкое использование σ_b связано в первую очередь с экспериментальной простотой его определения по сравнению с S_b и S_k .

Величина S_k существенно зависит от жесткости испытательной машины, и ее воспроизводимость относительно плоха. Связь между S_k и σ_b описывается следующими эмпирическими формулами:

$$S_k = \sigma_b (1 + 1,35 \psi_k) \quad \text{при } \psi_b < 15\%;$$

$$S_k = \sigma_b (0,8 + 2,06 \psi_k) \quad \text{при } \psi_b = 15 \div 30\%.$$

Здесь ψ_k — относительное сужение в месте разрыва; ψ_b — в точке b на диаграмме растяжения (см. рис. 65).

Для большинства металлических материалов, разрушающихся с образованием шейки, $\psi_b < 15\%$. У алюминия, меди, некоторых латуней и аустенитных сталей $\psi_b > 15\%$.

Для определения S_b необходимо знать F_b , а для этого приходится проводить в процессе растяжения непрерывное или хотя бы многократное измерение минимальных размеров сечения образца, как это обычно делается при построении диаграммы истинных напряжений. К тому же σ_b и S_b функционально связаны между собой. Действительно, в любой момент испытания на стадии равномерного удлинения

$$P = \sigma F_0 = S F.$$

Следовательно,

$$\sigma = S \frac{F}{F_0} = S \left(\frac{F}{F_0} + 1 - 1 \right) = S (1 - \psi). \quad (74)$$

Поскольку из условия постоянства объема образца при пластической деформации ($V = F_0 l_0 = F l$) вытекает равенство

$$\frac{1}{1 + \delta} = 1 - \psi, \text{ то}$$

$$\sigma = S (1 - \psi) = S \frac{1}{1 + \delta}, \quad (75)$$

где δ и ψ — относительное удлинение и сужение при равномерной деформации.

В частности

$$\sigma_b = S_b (1 - \psi_b) = S_b \frac{1}{1 + \delta_b}. \quad (76)$$

По этой формуле можно рассчитать S_b по известной величине σ_b . Однако для пластичных материалов, разрушающихся с образованием шейки, этого обычно не делают, поскольку величина максимального равномерного удлинения δ_b в них колеблется в относительно узких пределах (вблизи 15%) и при сравнении таких материалов, выводы по σ_b и S_b получаются идентичными. В конструкторских же расчетах σ_b и S_b используются редко, поэтому их точные абсолютные значения не так важны, как, например, предела упругости или текучести.

Смысл и значение условного предела прочности, а также S_b и S_k существенно меняются при переходе от рассмотренной диаграммы растяжения (рис. 64, в) к пер-

вым двум (см. рис. 64, а, б). При отсутствии пластической деформации (рис. 64, а) $\sigma_b \approx S_b \approx S_k$. В этом случае максимальная перед разрушением нагрузка P_b определяет так называемое действительное сопротивление отрыву или хрупкую прочность материала. Здесь σ_b уже не условная, а имеющая строгий физический смысл характеристика, определяемая природой материала и условиями хрупкого разрушения (например, по критерию Гриффитса — см. гл. IV).

Для относительно малоупругих материалов, дающих кривую растяжения, показанную на рис. 64, б, σ_b — это условное напряжение в момент разрушения. Здесь $S_b = S_k$ и характеризует достаточно строго предельную прочность материала, поскольку образец равномерно деформируется в условиях одноосного растяжения вплоть до разрыва. Разница в абсолютных значениях σ_b и S_b зависит от удлинения перед разрушением, и прямой пропорциональности между ними нет.

Таким образом, в зависимости от типа (см. рис. 64) и даже количественных характеристик диаграмм растяжения одного типа физический смысл σ_b , S_b и S_k может значительно, а иногда и принципиально меняться. Все эти напряжения часто относят к разряду характеристик предельной прочности или сопротивления разрушению, хотя в ряде важных случаев они (σ_b и S_b) на самом деле определяют сопротивление значительной пластической деформации, а не разрушению. Поэтому при сопоставлении σ_b , S_b и S_k разных металлов и сплавов следует всегда учитывать конкретный смысл этих свойств для каждого материала в зависимости от вида его диаграммы растяжения.

5. ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Основными характеристиками пластичности при испытании на растяжение являются относительное удлинение δ и относительное сужение ψ . Расчетные формулы (8) и (11) и условность этих характеристик уже обсуждались в § 2 гл. I. Рассмотрим теперь более детально методику их определения и физический смысл для различных материалов.

Относительное удлинение, в принципе, можно рассчитывать по первичной диаграмме растяжения: определив

абсолютное удлинение Δl к моменту разрушения в точке k (см. рис. 65) и зная начальную расчетную длину мы получаем величину δ . Однако при записи диаграмм без применения тензометров фиксируется удлинение только расчетной части, а всего образца вместе с головками. Этот факт, а также недостаточная жесткость большинства испытательных машин делает расчет δ по диаграмме растяжения менее точным, чем по результатам измерения конечной расчетной длины l_k разорванного образца.

Если разрушение происходит в средней трети расчетной длины образца, то l_k определяют как расстояние между границами расчетной длины после плотного составления двух половин разрушенного образца. Когда эти половины нельзя составить плотно, без заметного зазора, следует определять l_k как сумму расстояний от границ расчетной длины до края излома каждой части разорванного образца.

Методика несколько усложняется, если разрыв происходит вблизи головок — в одной из крайних третей расчетной части образца. Дело в том, что распределение удлинения в пределах расчетной длины неравномерно (рис. 77). Вблизи шейки, где происходит локализация

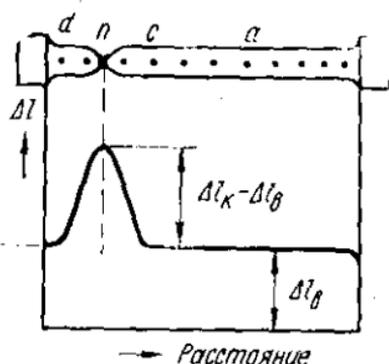


Рис. 77. Распределение удлинения по рабочей длине растянутого образца

пластической деформации удлинение, естественно больше, чем вдали от нее, где оно не превышает величины равномерного удлинения Δl_b . Если разрыв произойдет вблизи головки образца, то простое измерение расстояния между границами расчетной длины даст явно заниженную величину l_k по сравнению с той, которую бы мы получили в случае аналогичного разрыва того же образца на две примерно равные половины.

Для того чтобы избежать такого занижения l_k и соответственно относительного удлинения, используют специальный прием «переноса» места разрыва к середине образца. С этой целью расчетную длину до начала испытания делят рисками на N (обычно 6—10) равных

интервалов. Если разрыв происходит в средней трети расчетной длины, то эти риски оказываются ненужными. Если же излом пройдет по одной из крайних третей расчетной длины, например, между 2 и 3 рисками на рис. 77, то l_k определяют следующим образом. Обозначим буквой d крайнюю риску на короткой части разрушенного образца. Риска c располагается от места разрыва n на расстоянии, наиболее близком к расстоянию dn . Расстоянию cd соответствует какое-то число N' интервалов. Если N' — четное число, то далее от точки c в сторону более длинной части образца откладываем $\frac{N-N'}{2}$ интервалов. Если N' нечетно, то откладываем $\frac{N-N'-1}{2}$ интервалов — получаем точку a . Теперь можно определить «истинную» $l_k = cd + 2ac$.

Эта схема позволяет сделать еще несколько важных выводов. Ширина зоны сосредоточенной деформации cd обычно не превышает двух диаметров d_0 образца. Поэтому, как говорилось выше, место разрыва имеет смысл «переносить», если он происходит в одной из крайних третей образца. Ошибки в определении l_k при меньшем удалении места излома от середины образца оказываются уже незначительными. «Перенос» места разрыва теряет также смысл при отсутствии шейки или небольшой ее величине ($\psi < 10\%$).

Значения cd и Δl_k примерно постоянны для данного материала при одинаковой F_0 и не зависят от l_0 . Поэтому чем больше l_0 , тем меньше влияние сосредоточенной деформации на суммарное относительное удлинение. Иными словами, чем короче образец, тем большая доля длины приходится на сильную сосредоточенную деформацию и тем больше измеряемая после испытания величина δ . При использовании стандартных образцов с пяти- и десятикратным отношением l_0/d_0 вклад сосредоточенной деформации в общее относительное удлинение (обозначается δ_5, δ_{10}) для большинства металлов и сплавов сравнительно невелик. Поэтому для них величина δ характеризует в основном способность к равномерной деформации, а не предельную пластичность материала. В некоторых случаях целесообразно отдельно определять равномерное и сосредоточенное относительное удлинение.

Для характеристики предельной способности мате-

риала к пластическому растяжению до разрыва более правильно использовать относительное сужение. Величина ψ также определяется суммой равномерного и сосредоточенного сужения. Однако здесь вклад равномерной деформации в суммарное относительное сужение весьма невелик. Величина равномерного относительного сужения $\psi_{\text{в}} = \frac{F_0 - F_{\text{в}}}{F_0}$ пластичных материалов (за

исключением случаев сверхпластической деформации), не превышает 10—15%, в то время как ψ достигает 70—99%. Общее ψ является, таким образом, характеристикой в основном сосредоточенной деформации, если, конечно, в образце перед разрушением образуется шейка.

Для экспериментального определения относительного сужения после разрыва образца достаточно измерить его минимальный диаметр в месте разрыва. Величину ψ определяют обычно при испытании цилиндрических образцов. Образование шейки при растяжении плоских образцов сопровождается усложнением формы поперечного сечения, площадь которого и соответственно величину ψ точно установить довольно трудно.

Характеристики пластичности часто связаны с прочностными свойствами. При достаточно высоких значениях относительного удлинения и сужения (>10—20%) прочность обычно тем меньше, чем выше пластичность. Однако переход к хрупкому разрушению сопровождается, как правило, снижением прочностных свойств.

В зависимости от величины удлинения меняется разница между пределами текучести и прочности. Отношение $\sigma_{0,2} (\sigma_T) / \sigma_{\text{в}}$ является на практике важной характеристикой материала. Обычно оно тем меньше, чем выше пластичность. Например у высокопластичных ($\delta = 15 \div 35\%$) отожженных алюминиевых сплавов $\sigma_{0,2} / \sigma_{\text{в}} = 0,38 \div 0,45$, а у искусственно состаренных — 0,77—0,96 (при $\delta < 5\%$).

6. РАБОТА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Пластическая деформация образца, в частности при растяжении, требует затраты определенной работы. Эта работа частично рассеивается образцом в виде тепла (он слегка нагревается в процессе деформации), но большая ее часть остается в виде запасенной, накопленной

энергии, связанной главным образом с дислокациями. Величина работы деформации служит важной характеристикой материала, которой в последние годы уделяется все большее внимание.

Полная работа деформации A при растяжении определяется площадью между первичной кривой растяжения и осью деформаций. Например, на рис. 65 работе деформации соответствует площадь $Opesbkk'$. Таким образом:

$$A = \int_0^{\Delta l_k} P d(\Delta l) = \int_{l_0}^{l_k} P dl. \quad (77)$$

Кроме полной, определяют удельную работу деформации (вязкость), т. е. работу, отнесенную к единице объема расчетной части образца:

$$a = \frac{A}{v} = \frac{P \Delta l}{F l} = S e. \quad (78)$$

Отсюда следует, что величина a определяется как площадь под кривой истинных напряжений (obk на рис. 76):

$$a = \int_0^{e_k} S de. \quad (79)$$

В первом приближении (пунктир на рис. 76)

$$a = \frac{S_T + S_K}{2} e_k.$$

Из рис. 76 видно, что

$$e_k = \frac{S_K - S_T}{\text{tg } \beta},$$

где $\text{tg } \beta$ — коэффициент деформационного упрочнения.

Тогда

$$a = \frac{S_K^2 - S_T^2}{2 \text{tg } \beta}. \quad (80)$$

Из формул (78) — (80) следует, что удельная работа деформации — это комплексная характеристика. Она определяется совокупностью более «простых» механических свойств материала — прочностных и пластических. Следует подчеркнуть, что согласно формуле (80) экстремальным точкам на зависимостях вязкости от различных параметров, например от температуры или концентрации легирующего элемента, не должны в об-

щем случае соответствовать экстремумы на соответствующих зависимостях предела текучести, истинного сопротивления разрыву или коэффициента деформационного упрочнения. При плавном, монотонном изменении этих свойств на кривой вязкости могут наблюдаться максимумы и минимумы. Таким образом, удельная работа деформации может оказаться более чувствительной характеристикой изменений структурного состояния материала, чем «простые» свойства.

7. ИСПЫТАНИЯ НА ДВУХОСНОЕ РАСТЯЖЕНИЕ МЕТОДОМ ВЫДАВЛИВАНИЯ

Многие листовые конструкции — баллоны и сосуды под внутренним давлением, обшивка самолетов и ракет — работают в условиях двухосного растяжения. Для оценки поведения материалов в таких условиях проводят специальные испытания на двухосное растяжение методом гидравлического или пневматического выдавливания. Квадратный листовой образец закрепляют на опорной плите с круглым или эллиптическим отверстием и выдавливают снизу под давлением жидкости или газа вплоть до разрушения образующегося сферического или эллипсоидного сегмента. В полюсе сегмента создается схема двухосного растяжения: симметричного ($S_1 = S_2$) в сферическом и несимметричного ($S_1 > S_2$) — в эллипсоидном.

В процессе испытания может быть записана диаграмма деформации в координатах *давление — стрела прогиба* (или радиус изгиба), по которой рассчитывают напряжения на разных стадиях деформации и в момент разрушения. Основными характеристиками свойств материала при испытании на двухосное растяжение по описанной схеме являются условный и истинный пределы прочности. Для сферического сегмента:

$$\begin{aligned}\sigma_{вд} &= \frac{P_k R}{2 t_0}; \\ S_{вд} &= \frac{P_k R}{2 t_k},\end{aligned}\quad (81)$$

где $\sigma_{вд}$, $S_{вд}$ — условный и истинный пределы прочности;
 P_k — давление в момент разрушения;
 R — радиус сегмента в момент разрушения;

t_0, t_k — начальная и конечная толщина образца в зоне полюса сегмента.

Часто для лучшего моделирования реальных условий эксплуатации испытания проводят, задавая образцу определенный запас упругой энергии. С этой целью его подвергают предварительному упругому выдавливанию. В таком случае величина t_0 не будет равна толщине испытываемого листа.

Схема двухосного растяжения может быть создана и при одноосном растяжении образцов с надрезом (см. стр. 196 этой главы).

8. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Вопросы влияния легирования и структуры на механические свойства подробно рассматриваются в общих и специальных разделах курса «Металловедение». Поэтому здесь сжато даются лишь самые важные и общие закономерности, действительные для свойств не только при растяжении, но и при других статических испытаниях.

Выше, говоря о влиянии примесей и легирования на деформационное упрочнение, мы упоминали и об изменении уровня напряжений течения. Повышение этого уровня при легировании равносильно повышению отдельных прочностных характеристик: пределов текучести, прочности и др. Наиболее четко связаны с изменением параметров структуры в результате легирования характеристики сопротивления сплавов малым деформациям, в частности предел текучести. Предел прочности, истинное сопротивление разрыву, а также характеристики пластичности зависят от легирования менее однозначно.

Твердорастворное упрочнение

При легировании металлов растворимыми добавками наблюдается повышение всех прочностных характеристик. В частности, предел текучести поликристаллических сплавов — твердых растворов замещения прямо пропорционален концентрации легирующего элемента — до 10—30% (ат.). На рис. 78 показаны, в качестве примера, зависимости условного предела текучести $\sigma_{1,0}$ твер-

дых растворов на основе меди от содержания добавки. Видно, что разные легирующие элементы оказывают различное упрочняющее воздействие. Для твердых растворов внедрения на основе

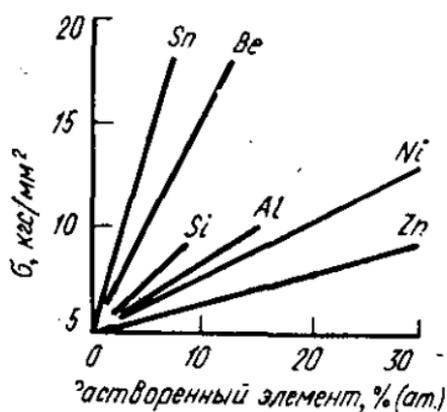


Рис. 78. Зависимость условного предела текучести от концентрации легирующих элементов в твердом растворе на основе меди (Френч и Хиббард)

о. ц. к. металлов чаще характерна пропорциональность предела текучести корню квадратному из концентрации. Важно подчеркнуть, что, зная концентрационные зависимости предела текучести двойных сплавов, можно с достаточно высокой точностью (при отсутствии упорядочения) рассчитывать предел текучести не сильно легированных многокомпонентных твердых растворов, используя правило аддитивности.

Если, например, известно, что добавление 1% (ат.) Al к меди вызывает прирост $\sigma_{0,2}$ на 6 кгс/мм², то таким же будет эффект при легировании α -латуни и мы можем без эксперимента определить $\sigma_{0,2}$ тройного твердого раствора Cu—Zn—Al.

Наиболее важными для теории легирования являются вопросы механизма упрочнения и целенаправленного выбора легирующих элементов, дающих наибольший прирост прочностных свойств.

Повышенная прочность сплавов — твердых растворов по сравнению с чистыми металлами обусловлена: 1) увеличением сил трения при движении дислокаций; 2) образованием примесных атмосфер; 3) изменением дислокационной структуры при легировании.

Главной причиной увеличения сил трения является упругое взаимодействие скользящих дислокаций с растворенными атомами. Последние можно разделить на две большие группы: вызывающие вокруг себя искажения кристаллической решетки с шаровой симметрией (например, атомы элементов замещения) и вызывающие тетрагональные искажения решетки (например, атомы внедрения в металлах с о. ц. к. решеткой). Растворенные атомы, вызывающие тетрагональные искажения, приводят к возникновению больших упругих напряже-

ний. В результате прирост сил трения и соответственно напряжений течения оказывается значительно больше, чем при введении атомов, вызывающих искажение решетки с шаровой симметрией.

Величина упругих искажений решетки определяется также разницей в атомных размерах растворителя и добавки. Чем больше эта разница, тем сильнее прирост сопротивления движению дислокаций в твердых растворах любого типа.

Даже при малых концентрациях второго компонента расстояния между его атомами настолько малы, что «проталкивания» дислокаций между ними не происходит. Увеличение сопротивления движению дислокаций в решетке твердого раствора определяется статистической суммой положительных и отрицательных напряжений вокруг растворенных атомов. Количество этих атомов, приходящихся на длину дислокации L , пропорционально L , а статистическая сумма напряжений пропорциональна $L^{1/2}$.

Известно, что сила, действующая на длину L дислокации

$$F = t b L.$$

Следовательно,

$$t b L = K L^{1/2},$$

откуда

$$t = K/b L^{1/2},$$

где K — коэффициент.

Для расчета напряжения t необходимо оценить усредненную длину движущихся дислокационных петель L . Это весьма сложно сделать расчетным путем. По Мотту и Набарро

$$t = G \theta^2 C. \quad (82)$$

Уточненные расчеты дают выражение

$$t = 2,5 G \theta^{1/2} C, \quad (83)$$

где θ — мера величины поля внутренних напряжений, определяемая разницей в размерах атомов основы и добавки;

C — атомная концентрация растворенного элемента.
Размерный фактор

$$\theta = \frac{1}{a} \frac{d a}{d C},$$

где a — межатомное расстояние.

Сопоставление расчетных значений t с экспериментальными величинами критического напряжения сдвига монокристаллов показало, что предсказываемое упрочнение примерно на порядок больше реального. Причиной такого расхождения может быть действие других механизмов твердорастворного упрочнения, которые не учитываются теорией Мотта и Набарро.

В частности, помимо упругого взаимодействия движущихся дислокаций с растворенными атомами, увеличение сил трения при легировании может вызываться различием упругих характеристик основы и добавки, упорядочением, влиянием легирования на силу Пайерлса.

Увеличение сил трения при образовании твердых растворов должно вызывать прирост всех характеристик сопротивления пластической деформации, начиная от предела упругости и кончая истинным сопротивлением разрыву.

Второй основной механизм твердорастворного упрочнения — образование примесных атмосфер на дислокациях — действует в большинстве случаев лишь на начальных стадиях пластической деформации и влияет в основном на пределы упругости и текучести. Однако если при растяжении в образце идет динамическое деформационное старение, то механизм закрепления дислокаций примесными атмосферами может «работать» вплоть до поздних стадий деформации, обуславливая, в частности, прирост предела прочности.

Выше уже было рассмотрено влияние примесей внедрения, образующих атмосферы Коттрелла, на предел текучести о. ц. к. металлов. В твердых растворах с г. ц. к. и г. к. решетками важное значение имеет закрепление растянутых дислокаций атмосферами Сузуки, возникающими из-за разницы в растворимости легирующего элемента в дефекте упаковки и окружающей его матрице. Если коттрелловские атмосферы «размываются» при относительно низких температурах (часто $< 0,3-0,4 T_{пл.}$), то атмосферы Сузуки сохраняются вплоть до $0,5-0,55 T_{пл.}$ Они соответственно обеспечивают прирост прочностных характеристик в более широком интервале температур испытания.

Притяжение растворенных атомов к дислокациям можно объяснить также их электростатическим взаимодействием: ядро дислокации имеет электрический заряд

и взаимодействует с дополнительным зарядом, который возникает у инородного атома с отличной от растворителя валентностью. Чем больше разница в валентностях, тем сильнее электростатическое взаимодействие. По расчетным оценкам оно составляет около 20% упругого взаимодействия.

Третий механизм твердорастворного упрочнения связан с влиянием легирования на дислокационную структуру. Мы уже знаем, что легирование может существенно сказываться на энергии дефекта упаковки в твердых растворах (обычно снижать ее). Наблюдающееся в результате этого затруднение поперечного скольжения вносит определенный вклад в прирост характеристик прочности, особенно на поздних стадиях деформации.

Легирование, вызывая блокировку дислокаций, увеличение сил трения, изменение энергии дефекта упаковки, естественно приводит к формированию иных дислокационных структур во время растяжения. В результате наблюдается определенное изменение механических свойств, связанное с влиянием собственно субструктуры.

Итак, легирование металлов растворимыми добавками вызывает упрочнение по целому ряду причин. Механизмы упрочнения весьма разнообразны и часто действуют совместно. В большинстве случаев мы еще не можем количественно оценивать вклад того или иного механизма в общее упрочнение. Однако даже качественный анализ этих механизмов позволяет наметить принципиальные критерии выбора легирующих элементов для получения максимального твердорастворного упрочнения. К таким критериям можно отнести:

1) величину растворимости легирующего элемента в основе (прочностные свойства растут с увеличением легированности);

2) способ растворения атомов добавки (замещение или внедрение);

3) разницу в атомных размерах добавки и основы;

4) разницу в валентностях легирующего элемента и растворителя;

б) разницу в упругих константах основы и добавки (понятно, что чем больше эта разница, как и в пп. 3, 4, тем значительнее прирост прочностных характеристик).

При создании высокопрочных сплавов легирующие элементы стремятся выбрать таким образом, чтобы в

максимальной степени использовать все перечисленные критерии. Однако сделать это на практике затруднительно. Например, создание сильнолегированных твердых растворов внедрения невозможно из-за низкой растворимости элементов внедрения в металлах и высокой хрупкости растворов внедрения. Следует отметить, что вообще сильное твердорастворное упрочнение часто сопровождается снижением характеристик пластичности, поскольку существенное ограничение подвижности дислокаций должно вызывать уменьшение производимой ими деформации. Это не значит, однако, что любому твердорастворному упрочнению должно соответствовать снижение пластичности. Достаточно, часто, например, при увеличении концентрации цинка в α -латунях, наблюдается параллельное повышение прочности и пластичности твердых растворов.

Повышенная прочность твердых растворов по сравнению с металлом — основой сохраняется лишь до температур испытания не выше $0,5\text{--}0,55 T_{пл}$. При более высоких температурах разница в их прочностных характеристиках нивелируется, так как блокировка и торможение движущихся дислокаций растворенными атомами здесь уже не эффективны.

Механические свойства металла или твердого раствора заданного состава могут существенно изменяться в зависимости от их структурного состояния. Выше уже отмечалось, что измельчение зерна способствует повышению прочностных и пластических характеристик. Упрочнению способствует также повышение плотности дислокаций, создание полигонизованных структур.

В деформированных металлах и сплавах, для которых характерно наличие текстуры, механические свойства образцов, вырезанных и растягиваемых при испытании вдоль направления деформации (прокатки, прессования), обычно выше, чем в поперечном направлении.

Влияние выделений избыточных фаз

Выделения избыточных фаз могут обеспечить прирост прочности вплоть до температуры солидуса сплава. Однако не все выделения вызывают упрочнение, а если упрочнение и наблюдается, то величина его может быть в очень широких пределах. Прирост прочности за счет введения частиц избыточных фаз зависит в первую оче-

редь от свойств и структуры этих фаз, их связи со структурой матрицы, формы и размера частиц и расстояния между ними, характера распределения частиц в матрице. В общем можно сказать, что наибольшего упрочнения сплава можно ожидать в тех случаях, когда вторая фаза когерентна или полукogerентна матрице, дисперсна, равномерно распределена в объеме сплава, имеет высокую собственную прочность, а расстояние между ее частицами мало. Все или часть этих условий выполняются при дисперсионном и дисперсном упрочнении сплавов.

Дисперсионное упрочнение, или твердение, достигается при старении (отпуске) в результате распада образовавшегося после закалки пересыщенного твердого раствора (метастабильной фазы). Аналогичный эффект можно получить и другими способами. В частности, в последние годы все более широко применяется внутреннее окисление, при котором диффундирующий в образец при окислительном отжиге кислород взаимодействует с химически активными легирующими элементами, образуя равномерно распределенные в объеме дисперсные выделения окислов.

Дисперсное упрочнение реализуется в порошковой металлургии, когда к металлу-основе добавляют порошок заранее приготовленной фазы-упрочнителя, не взаимодействующей с матрицей (например, ThO_2 к вольфраму). Затем эту смесь порошков подвергают обработке и получают материал, структура которого состоит из зерен матрицы с равномерно распределенными в ней включениями избыточной фазы. Дисперсионно- и дисперсноупрочненные материалы обладают, как правило, более низкой пластичностью, чем неупрочненная матрица.

О механизме упрочнения сплавов за счет частиц избыточных фаз уже говорилось выше (см. § 2 гл. III и § 3 гл. V). Эти частицы пересекают плоскости скольжения дислокаций матрицы и препятствуют их перемещению. Если частицы дисперсны, близко расположены друг от друга и когерентны матрице, то дислокации могут проходить через них — происходит «перерезание» частиц (рис. 79, а). Если же частицы некогерентны матрице и достаточно далеки друг от друга, то дислокации «проталкиваются» между ними, оставляя петли вокруг частиц (см. рис. 79, б). Напряжение, необходимое для такого проталкивания

$$\tau = \frac{\alpha G b}{l}, \quad (84)$$

где l — расстояние между частицами.

В первом приближении это напряжение должно соответствовать напряжению течения гетерофазного сплава

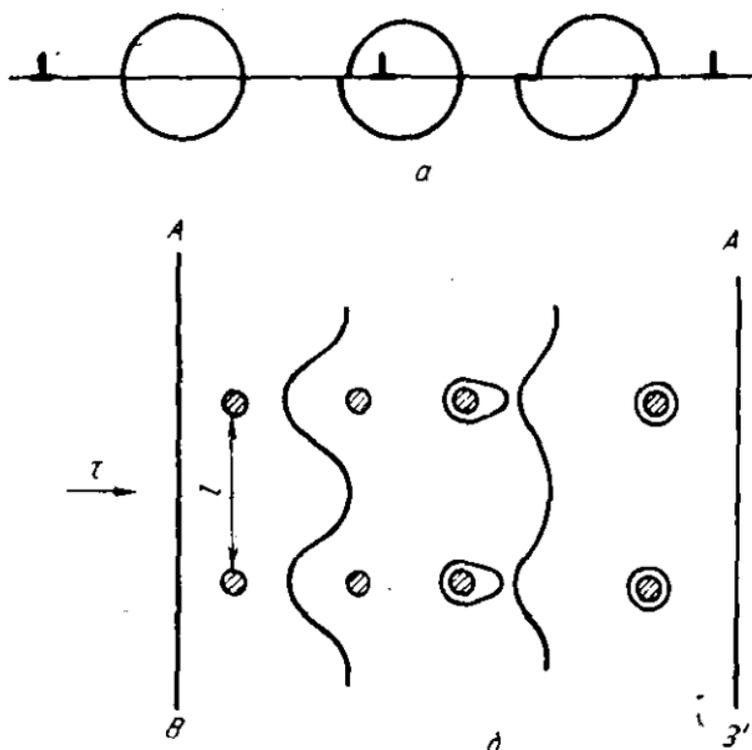


Рис. 79. Взаимодействие дислокаций с частицами второй фазы:
 а — перерезание частиц; б — проталкивание между частицами с образованием петель

(с монокристалльной матрицей). Зависимость напряжения течения от объемной доли Q некогерентных частиц определяется уравнением

$$\tau = \tau_0 + \frac{G'}{4\alpha} \left(\frac{Q^{1/2}}{0,82 - Q^{1/2}} \right), \quad (85)$$

где τ_0 — напряжение течения материала матрицы без выделений;

G' — модуль сдвига избыточной фазы;

α — коэффициент.

Как видно из формулы (84), прочностные свойства растут обратно пропорционально расстоянию l между

частицами. Происходит это до тех пор, пока l не станет величиной того же порядка, что и минимально возможный радиус изгиба дислокационной линии (50—100 межатомных расстояний). При меньших расстояниях между выделениями дислокации могут перемещаться только через них. Это становится возможным при условии хотя бы частичной когерентности структур выделения и матрицы, когда определенные плоскости и направления кристаллической решетки матрицы находят плавное продолжение в решетке выделения. Такая ситуация возникает обычно на ранних стадиях старения, когда внутри твердого раствора образуются зоны Гинье — Престона или промежуточные фазы.

При перерезании дислокациями выделений упрочнение достигается вследствие целого ряда причин. Движению дислокаций препятствует поле упругих напряжений вокруг выделения. Для перемещения дислокаций внутри частиц требуются более высокие напряжения, так как их модуль сдвига обычно выше, чем у матрицы. Если выделение имеет упорядоченную структуру, то необходимо затратить дополнительную энергию для разупорядочения в плоскости скольжения. Как видно из схемы, приведенной на рис. 79, а, после прохождения дислокации через частицу образуются новые поверхности раздела между ней и окружающей матрицей. Это также требует дополнительного напряжения. Если частицы со средним радиусом r имеют неупорядоченную структуру, то напряжение течения, необходимое для перерезания частиц, определяется выражением

$$\tau = \frac{\sqrt{6}}{\pi} \cdot \frac{Q \gamma_s}{r}, \quad (86)$$

где Q — объемная доля выделений;

γ_s — поверхностная энергия на границе раздела матрица — выделение.

Из рассмотренного следует, что дисперсионное упрочнение может быть обусловлено как обходом, так и перерезанием частиц дислокациями. При дисперсном упрочнении вторая фаза, как правило, некогерентна матрице, а расстояние между отдельными частицами намного больше минимального радиуса изгиба дислокации. Поэтому здесь дислокации не должны проходить через частицы, а максимальная степень упрочнения должна быть меньше. Однако на практике этот вывод подтверждается только

при относительно низких температурах, когда в результате дисперсионного упрочнения действительно можно получить значительно больший относительный прирост прочности, чем при дисперсном упрочнении. В условиях же высоких температур ($>0,5-0,6 T_{пл}$) продукты старения, как правило, становятся уже весьма грубыми (они коагулируют в процессе работы при высокой температуре) и к тому же менее стабильными, чем частицы в дисперсноупрочненных материалах. В результате их высокотемпературное упрочнение более значительно, чем в закаленных и состаренных сплавах.

Частицы избыточных фаз содержатся в структуре многих сплавов, не подтверждающихся дисперсионному или дисперсному упрочнению. Они могут образовываться при кристаллизации, выделяться или видоизменяться в процессе деформации, отжига и т. д. Такие частицы по размерам и расстоянию между ними обычно на порядки больше, чем те, которые обеспечивают максимальное упрочнение, например при старении или внутреннем окислении. Двух- и многофазные сплавы с такими частицами рассматривают как механические смеси, свойства которых аддитивно складываются из свойств отдельных фаз, составляющих данную смесь. Строго говоря, правило аддитивности должно выполняться только в том случае, если в процессе испытания все фазы принимают одинаковое участие в деформации образца. В реальных сплавах свойства разных фаз обычно существенно различаются. Если, например, основная фаза относительно мягка и пластична, а избыточная — тверда и хрупка, то деформация образца осуществляется в основном в результате деформации матрицы и правило аддитивности строго не выполняется, хотя, конечно, с увеличением объемной доли твердой фазы прочностные свойства сплава растут, а пластичность падает.

Важное значение имеет характер распределения крупных частиц избыточных фаз в гетерофазных сплавах. Если они хрупки и располагаются в виде сплошных цепочек по границам зерен, то сплав имеет низкие пластичность (δ и ψ близки к нулю) и прочность. Если же они равномерно распределены по объему сплава в виде компактных включений, то механические свойства выше. Компактные (например, сферические) включения второй фазы повышают характеристики предельной прочно-

сти и пластичности в сравнении с игольчатыми и пластинчатыми частицами, даже если последние распределены только по телу зерна. Все эти факты можно объяснить большей легкостью зарождения и развития трещин вдоль или вблизи границ зерен, занятых избыточными выделениями, и вытянутых частиц хрупкой фазы.

Выше отмечалось, что частицы избыточных фаз, более хрупкие, чем матрица, снижают характеристики пластичности. Однако в некоторых случаях возможно и повышение пластичности при введении дозированного количества частиц определенной формы благодаря уменьшению длины зародышевых трещин (см. § 4 гл. IV). Такой путь повышения пластичности используют, в частности, применительно к тугоплавким металлам с о. ц. к. решеткой. Например, введение в вольфрам определенного количества частиц двуокиси тория повышает не только прочность, но и пластичность.

Композитные материалы на металлической основе

Особой разновидностью двух- и многофазных сплавов являются композитные материалы с направленной структурой. Это новый класс металлических материалов, которые только начинают внедряться в технике. Обычно такие материалы состоят из пластичной матрицы, упрочненной волокнами, которые определенным образом в ней ориентированы. В качестве волокон особенно выгодно использовать нитевидные монокристаллы («усы»), которые благодаря отсутствию дислокаций имеют прочность, близкую к теоретической. Однако бездислокационные нитевидные кристаллы достаточно больших размеров получить очень трудно и поэтому на практике чаще используют тонкие поликристаллические волокна из различных высокопрочных металлов, сплавов и неметаллических материалов. Используются волокна диаметром от долей микрона до сотен микрон.

Обычно в качестве упрочняющих металлическую матрицу волокон применяют вольфрам, молибден, стали, бор, окись алюминия, в том числе в виде усов, графит и др.

Волокна вводят в жидкую, порошковую или твердую матрицу разными способами. При этом особое внимание следует обращать на предотвращение разрушения волокон в процессе получения изделия и обеспечение наилучшей смачиваемости и сцепления на поверхностях раз-

дела волокно—матрица. Оптимальные в этом смысле результаты дает способ, интенсивно развиваемый в последние годы применительно к сплавам, близким к эвтектическому составу. Направленная кристаллизация таких сплавов позволяет получать структуру волокнистого композита, в котором роли матриц и волокон выполняют фазы, образующие эвтектическую смесь (например, $Al+Al_3Ni$). В большинстве других методов после предварительного соединения волокон с матрицей композитную заготовку подвергают обработке давлением для получения полуфабриката заданной конфигурации и максимального сцепления по поверхности раздела.

Смысл создания композита, армированного волокнами, состоит в том, чтобы получить материал, сочетающий высокую прочность волокон с пластичностью матрицы. При нагружении такого композита напряжения между волокнами и матрицей распределяются неравномерно — основную нагрузку несут на себе волокна. Предел прочности таких композитных материалов прямо пропорционален объемной доле волокон $Q_{вол}$:

$$\sigma_b = \sigma'_b Q_{вол} + \sigma_b^0 (1 - Q_{вол}), \quad (87)$$

где σ'_b — предел прочности материала волокон;

σ_b^0 — напряжение, действующее на матрицу в момент достижения σ_b .

Предел прочности матрицы σ_b^0 в момент достижения σ_b обычно не достигается, поскольку разрушение несущих на себе основную нагрузку волокон происходит в первую очередь.

Используя формулу (87), можно получить выражение для «критической» объемной доли волокон $Q_{кр}$, минимально необходимой для получения предела прочности у композита больше, чем у матрицы:

$$Q_{кр} = \frac{\sigma'_b - \sigma_b^0}{\sigma'_b - \sigma_b^0} \approx \frac{\sigma'_b}{\sigma'_b}. \quad (88)$$

Величина $Q_{кр}$ меняется от нескольких до десятков процентов по объему. По мере увеличения прочности матрицы и уменьшения прочности волокна $Q_{кр}$ увеличивается.

Формулы (87) и (88) применимы в тех случаях, когда волокна непрерывны от одного конца образца до другого. На практике этого добиться трудно и, если длина

волокон l меньше некоторого критического значения $l_{кр}$, при котором выполняется уравнение (87), то надо пользоваться формулой

$$\sigma_v = \sigma'_v Q_{вол} \left[1 - (1 - \beta) \frac{l_{кр}}{l} \right] + \sigma_v^0 (1 - Q_{вол}), \quad (89)$$

где β — постоянная, близкая к 0,5.

Упрочнение прерывистыми волокнами всегда меньше, чем непрерывными.

Композитные материалы отличаются повышенной удельной прочностью (отношением характеристик прочности к плотности) в широком интервале температур. Поскольку механические свойства композита определяются в первую очередь свойствами волокон, материал матрицы можно подбирать с учетом других требований — по коррозионной стойкости, теплопроводности и т. д. Особую ценность как промышленные конструкционные материалы имеют армированные волокнами алюминий, никель и их сплавы.

ИСПЫТАНИЯ НА СЖАТИЕ

Схема одноосного сжатия характеризуется гораздо большим коэффициентом мягкости ($\alpha=2$) по сравнению с растяжением ($\alpha=0,5$). Поэтому испытаниям на сжатие целесообразно подвергать относительно хрупкие материалы. На практике испытания на сжатие применяют для оценки свойств чугуна и других хрупких сплавов. В целом испытания на сжатие распространены гораздо меньше, чем на растяжение.

Одноосное сжатие в принципе можно рассматривать как растяжение с обратным знаком. Поэтому расчет нормальных и касательных напряжений в обоих методах производится аналогично. В результате пластической деформации при сжатии образец укорачивается и уширяется. Следовательно, вместо измерявшихся после растяжения δ и ψ в качестве характеристик пластичности при сжатии можно определять относительное укорочение

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_k}{h_0} 100\% \quad (90)$$

и относительное уширение

$$\varphi = \frac{F_k - F_0}{F_0} 100\%, \quad (91)$$

где h_0 и h_k — начальная и конечная высота образца;
 F_0 и F_k — начальная и конечная площади поперечного сечения.

Линейность схем напряженного и деформированного состояний при одноосном сжатии и растяжении обуславливает близость характеристик сопротивления малым деформациям одного материала, испытываемого двумя методами. Однако после перехода к существенной пластической деформации (при напряжениях выше предела текучести) схема одноосного сжатия в реальных испытаниях нарушается и фиксируемые характеристики прочностных свойств уже резко отличаются от определяемых при растяжении. Это связано с наличием трения по опорным поверхностям образца.

Схема испытания на сжатие и геометрия используемых образцов показаны на рис. 80. Испытания проводят на тех же машинах, что и растяжение. Образец устанавливают на опорную плиту в нижнем захвате и сжимают подвижным захватом. Для устранения перекоса образца усилие сжатия следует передавать на него с помощью какого-либо направляющего приспособления, например шарового вкладыша в верхнем захвате (см. рис. 80, а).

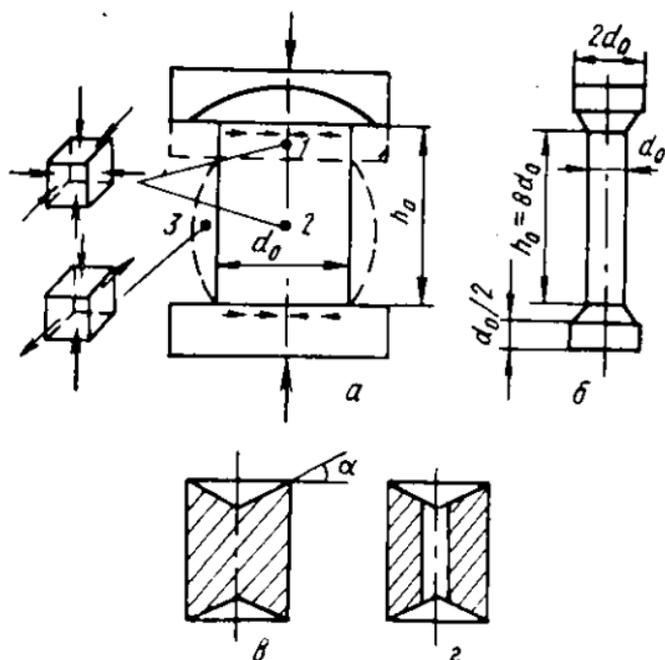


Рис. 80. Схема испытания на сжатие (а) и формы образцов (б — 2)

По мере сжатия на торцовых поверхностях образца возникают силы трения, направленные по радиусам к его центру и препятствующие деформации в горизонтальном направлении. В результате образец приобретает характерную бочкообразную форму (см. рис. 80, а), а схема напряженного состояния усложняется и становится различной в разных точках образца. В точках 1 и 2, например, возникает схема объемного сжатия, а в точке 3 — равноименное плоское напряженное состояние. Неоднородность напряженного состояния образца учесть крайне трудно и на практике ее игнорируют, рассчитывая прочностные характеристики при сжатии по тем же формулам, что и при растяжении ($\sigma_i = P_i/F_0$). Это придает дополнительную условность определяемым свойствам. Поэтому стараются уменьшить силы трения на опорных поверхностях образца. Этого достигают обычно одним из следующих способов или их сочетанием:

1) введением различных смазок (вазелин, солидол) и прокладок (тефлон, фильтровальная бумага, пропитанная парафином) между торцовыми поверхностями образца и опорными плитами;

2) использованием подкладок и образцов с конической поверхностью на торцах (см. рис. 80, в). Углы конусности α подбирают так, чтобы $\operatorname{tg} \alpha$ был равен коэффициенту трения;

3) помимо конусности, в образце делают центральное отверстие, устраняющее концентрацию напряжений у острия конуса (см. рис. 80, г).

Однако полностью устранить контактные силы трения и обеспечить в течение всего испытания линейное напряженное состояние в образце не удастся. Это принципиальный недостаток испытаний на сжатие.

Чем меньше отношение высоты образца к диаметру, тем большее влияние оказывает контактное трение на результаты испытаний. С этих позиций следовало бы проводить испытания на возможно более длинных образцах. Однако при сжатии длинных образцов трудно избежать их продольного изгиба. Как показывает опыт, оптимальной для цилиндрических образцов является величина отношения h_0/d_0 в пределах от 1 до 3.

В процессе испытания на сжатие машина может зафиксировать первичную диаграмму сжатия — зависимость усилия P от уменьшения высоты образца (абсо-

лютной деформации) Δh . Вид диаграммы сжатия различен для материалов, которые разрушаются в результате испытания (1 рис. 81) и не доводятся до разрушения (2, рис. 81). В отличие от испытаний на растяжение

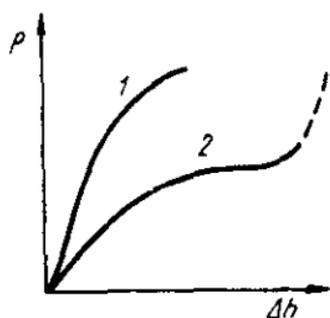


Рис. 81. Диаграммы сжатия материалов, разрушающихся (1) и не доводимых до разрушения (2) в процессе испытания

при сжатии удается разрушить далеко не любой материал. Достаточно пластичные металлы и сплавы при сжатии расплющиваются в тонкие пластины и не разрушаются при максимально возможных усилиях испытательной машины.

Характер разрушения сжимаемых образцов зависит от величины контактных сил трения. Если они велики, то обычно наблюдается разрушение путем среза (рис. 82, а, б). Если они незначительны, то фиксируется разрушение отрывом (рис. 82, в).

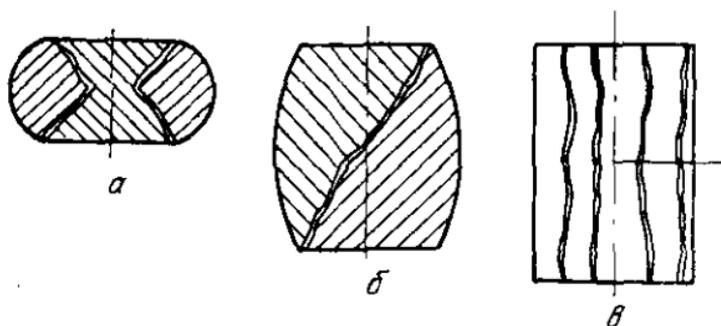


Рис. 82. Схемы разрушения путем среза (а, б) и отрыва (в) при испытаниях на сжатие

По диаграмме сжатия определяют условные пределы пропорциональности, упругости, текучести и прочности. Понятно, что условный предел прочности материалов, не разрушающихся при сжатии, определить нельзя. Методика определения прочностных свойств по диаграмме сжатия полностью аналогична методике для растяжения. При определении характеристик сопротивления малым деформациям для повышения точности рекомендуется использовать удлиненные образцы (см. рис. 80, б) с $h_0 = 8d_0$. Головки обеспечивают устойчивость об-

разца на опорных плитах и предотвращают изгиб. Для прецизионного определения пределов пропорциональности, упругости и текучести используют, как и при испытаниях на растяжение, тензометры.

Искажение схемы линейного сжатия контактными силами трения серьезно затрудняет определение истинной величины сопротивления металла пластической деформации. Однако, учитывая правило постоянства объема образца в процессе пластической деформации, можно перестроить первичную диаграмму сжатия $P - \Delta h$ в кривую истинных напряжений $S - \varepsilon$.

Поскольку объем образца

$$V = F_0 h_0 = F h = \text{const},$$

$$F = \frac{F_0 h_0}{h} = \frac{F_0}{\frac{h}{h_0} + 1 - 1} = \frac{F_0}{1 - \varepsilon}.$$

Здесь F — площадь поперечного сечения образца, отвечающая условию постоянства объема и равномерности сжатия по высоте образца. Отсюда

$$\begin{aligned} \frac{F}{F_0} &= \frac{1}{1 - \varepsilon}; \\ \varphi &= \frac{F - F_0}{F_0} = \frac{F}{F_0} - 1 = \frac{1}{1 - \varepsilon} - 1 = \frac{\varepsilon}{1 - \varepsilon}, \quad (92) \\ \varepsilon &= \frac{\varphi}{1 + \varphi}. \end{aligned}$$

Истинное напряжение сжатия

$$S = \frac{P}{F} = \frac{P (1 - \varepsilon)}{F_0} = \sigma (1 - \varepsilon) = \sigma \frac{1}{1 + \varphi}. \quad (93)$$

Отсюда видно, что при сжатии, в противоположность растяжению, $S < \sigma$, так как $F > F_0$. Диаграммы истинных напряжений при сжатии строят обычно в координатах $S - \varepsilon$ (рис. 83, кривая 1), хотя в качестве меры деформации более строго было бы использовать истинное относительное сжатие

$$e_{\text{сж}} = \int_h^{h_0} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_0}{h}. \quad (94)$$

На рис. 83 нанесена и кривая условных напряжений $\sigma - \varepsilon$ (кривая 2), которая при сжатии всегда имеет вид,

качественно аналогичный диаграмме истинных напряжений, поскольку на первичной диаграмме сжатия никогда нет максимума и участка снижения нагрузки.

Общие закономерности деформационного упрочнения при сжатии во многом аналогичны рассмотренным на примере растяжения.

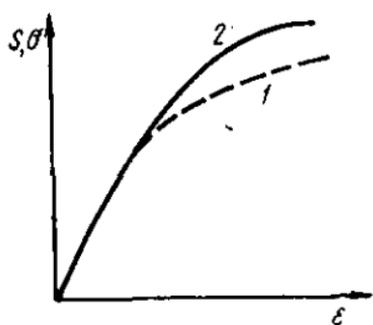


Рис. 83. Диаграммы истинных (1) и условных (2) напряжений при сжатии

Важной специфической особенностью сжатия является увеличение площади сечения образца в процессе испытания. Это увеличивает скорость прироста нагрузки на первичных диаграммах сжатия.

Величина прочностных характеристик при сжатии, особенно предела прочности, обычно значительно выше, чем при растяжении. Например, по данным Е. М. Савицкого, предел прочности (кгс/мм²) редкоземельных металлов при сжатии в 2—3 раза выше, чем при растяжении, что видно из следующих данных:

	Растяжение	Сжатие
Иттрий	23	80
Лантан	13	29
Церий	11	30

Схемы сжатия используют в технологических пробах для оценки деформационной способности полуфабрикатов и изделий. Стандартизованы, в частности, пробы на осадку (ГОСТ 8817—58) и расплющивание (ГОСТ 8818—58). С их помощью по появлению трещин определяют годность или негодность материала после деформации сжатием на заданную величину.

ИСПЫТАНИЯ НА ИЗГИБ

Применение испытаний на изгиб обусловлено широкой распространенностью этой схемы нагружения в реальных условиях эксплуатации и большей ее мягкостью по сравнению с растяжением, что дает возможность оценивать свойства материалов, хрупко разрушающихся при растяжении. Испытания на изгиб удобны для оценки температур перехода из хрупкого состояния в пластич-

тичное (например, у хладноломких о. ц. к. металлов и интерметаллидов).

При испытаниях на изгиб применяют две схемы нагружения образца, лежащего на неподвижных опорах: 1) нагрузка прикладывается сосредоточенной силой на середине расстояния между опорами (рис. 84, а) и 2) на-

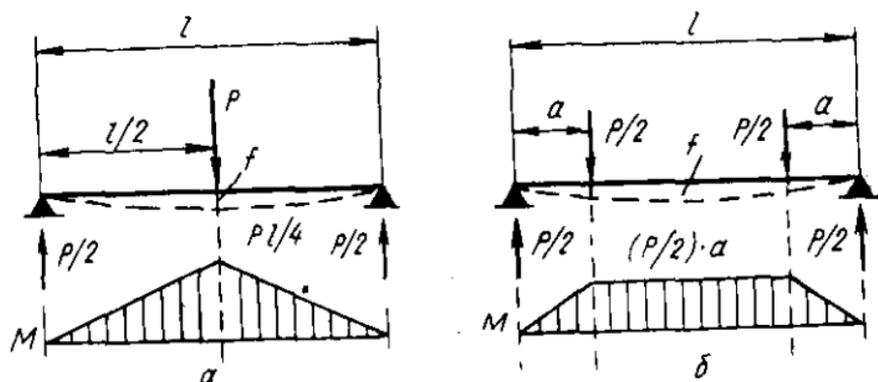


Рис. 84. Схемы изгиба сосредоточенной силой (а) и двумя симметричными нагрузками (б) с эпюрами изгибающего момента M

грузка прикладывается в двух точках на одинаковом расстоянии от опор (см. рис. 84, б). Экспериментально первую схему реализовать гораздо проще, поэтому она и нашла наибольшее распространение. Следует, однако, учитывать, что вторая схема во многих случаях обеспечивает более надежные результаты, поскольку здесь максимальный изгибающий момент возникает на определенном участке длины образца, а не в одном сечении как при использовании первой схемы.

В изгибаемом образце создается неоднородное напряженное состояние. Нижняя часть образца оказывается растянутой, верхняя сжатой. К тому же напряжения, связанные с величиной изгибающего момента, различны по длине и сечению образца. Все это создает серьезные трудности в оценке средних истинных напряжений и деформаций, строго характеризующих механические свойства при изгибе.

Образцы для испытаний на изгиб не имеют головок. Это еще одно преимущество по сравнению с растяжением, так как изготовление образцов с головками, особенно из хрупких материалов, значительно сложнее. Для изгиба используют прямоугольные или цилиндрические стержни. При испытании отливок из чугуна используют цилиндрические образцы диаметром 30 ± 1 и длиной

340 или 650 мм (при расстоянии между опорами 300 и 600 мм соответственно). Для исследовательских целей испытания на изгиб обычно ведут на цилиндрических образцах с $d_0=2-10$ мм и расстоянием между опорами $l \geq 10 d_0$ или плоских образцах с высотой $b=1-3$, шириной $h=3-15$ мм и $l \geq 10 h$. Для оценки характеристик конструктивной прочности рекомендуется применять образцы большего сечения — до 30×30 мм.

Испытания на изгиб можно проводить на любой универсальной испытательной машине, используемой

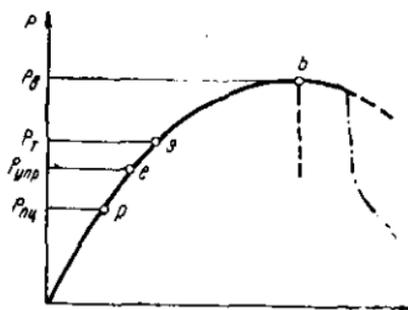


Рис. 85. Диаграмма изгиба

для испытаний на растяжение. Образец устанавливают на опорную плиту в нижнем захвате и деформируют изгибающим ножом, который крепят в верхнем захвате машины. Изгиб достигается путем опускания верхнего или подъема нижнего захвата. При этом на диаграммном барабане может быть записана диаграмма изгиба в координатах на-

грузки P — стрела прогиба f . Для пластичного материала диаграмма изгиба выглядит так, как показано на рис. 85. Если материал хрупкий, то кривая обрывается в точке b . Знание величины нагрузок $P_{пц}$, $P_{упр}$, P_t , P_v позволяет определять пределы пропорциональности, упругости, текучести и прочности при изгибе. Напряжения на стадии упругой деформации рассчитывают по обычным формулам сопротивления материалов.

Условное нормальное напряжение в крайнем растянутом волокне

$$\sigma = M/W, \quad (95)$$

где M — изгибающий момент. В случае нагружения сосредоточенной силой (см. рис. 84, а).

$$M = P l/4; \quad (96)$$

W — момент сопротивления сечения. Для прямоугольного образца

$$W = \frac{b h^2}{6}, \quad (97)$$

а для цилиндрического

$$W = \frac{\pi d_0^3}{32}. \quad (98)$$

Следовательно, рабочей формулой для расчета упругих напряжений при изгибе образцов прямоугольного сечения является

$$\sigma = \frac{3 P l}{2 b h^2}, \quad (99)$$

а для цилиндрических образцов

$$\sigma = \frac{8 P l}{\pi d_0^3}. \quad (100)$$

Эти формулы часто используют для расчета всех прочностных характеристик при изгибе. Однако достаточно точные результаты получаются только при определении пределов пропорциональности и упругости. Без поправки на пластическую деформацию условный предел текучести при изгибе оказывается на 15—20% выше предела текучести при растяжении. Еще большая погрешность может получиться при расчете предела прочности, если к моменту разрушения образец существенно продеформируется. Однако этими погрешностями обычно пренебрегают, поскольку в конструкторских расчетах на изгиб тоже исходят из допущения об упругости деформации (по крайней мере, при использовании пределов упругости и текучести).

Графические методы определения прочностных свойств по диаграмме изгиба аналогичны применяемым при растяжении. Допуски на величину деформации при определении $\sigma_{лц}^{изг}$, $\sigma_{0,05}^{изг}$ и $\sigma_{0,2}^{изг}$ задаются по величине стрелы прогиба, которая связана с относительным удлинением крайнего растянутого волокна в изогнутом образце. Для прямоугольного стержня

$$f = l^2 \delta / 6 h. \quad (101)$$

Отсюда, при определении условного предела текучести допуск на остаточный прогиб $f_{0,2}$, соответствующий удлинению крайнего волокна на 0,2%, будет

$$f_{0,2} = 0,002 \frac{l^2}{b h}. \quad (102)$$

При испытаниях на изгиб, как и в случае сжатия, достаточно пластичные материалы не разрушаются. Об-

разец при этом загибается вплоть до параллельности его частей, расположенных по обе стороны от ножа (см. рис. 86, в). Материалы, которые разрушаются при изгибе, могут предварительно деформироваться на разную величину. Разрушение может произойти в любой точке диаграммы изгиба (см. рис. 85). У пластически деформирующихся образцов точка максимума b на диаграмме часто совпадает с появлением первой трещины. Иногда образование трещин сопровождается резкими спадами нагрузки на правой ветви диаграммы изгиба (штрих-пунктир на рис. 85).

В качестве характеристики пластичности при изгибе, помимо f , часто используют угол загиба β , являющийся дополнительным до 180° к углу изгиба α (рис. 86).

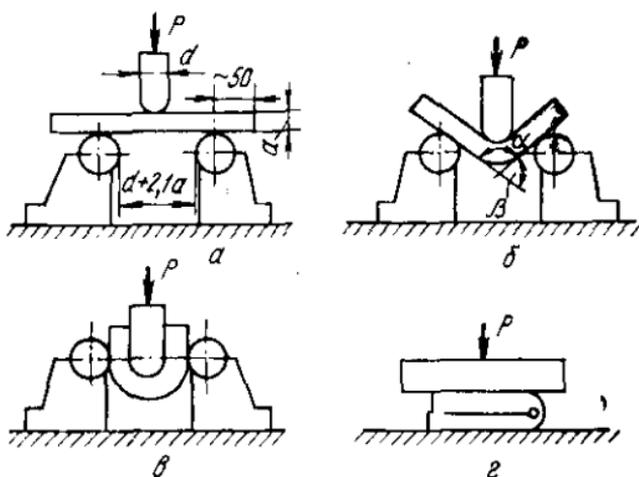


Рис. 86. Технологическая проба на изгиб.
 a — образец перед испытанием; $б$ — загиб до определенного угла; $в$ — загиб до параллельности сторон; $г$ — загиб до соприкосновения сторон

Угол β возрастает по мере повышения деформационной способности материала, а угол α уменьшается.

Простота испытания на изгиб и наглядность получаемых при этом характеристик пластичности привели к разработке ряда технологических проб на изгиб, которые нашли применение в заводских условиях. Задача всех этих проб — оценить пластичность деформированных полуфабрикатов, отливок и изделий (листов, труб, проволоки и др.). ГОСТ 14019—68 «Методы технологических испытаний на изгиб» предусматривает изгиб сосредоточенной силой плоских образцов из проката, поко-

вок и отливок, помещаемых на две опоры (см. рис. 86, а). Критерием годности продукции может быть: а) заданный угол загиба образцов β (см. рис. 86, б); б) появление первой трещины после загиба на угол β , равный или больший заданного; в) возможность загиба пластины до параллельности (см. рис. 86, в) или соприкосновения сторон (см. рис. 86, г). Существуют также пробы на перегиб листа, ленты (ГОСТ 13813—68) и проволоки (ГОСТ 1579—63), в которых фиксируют заданное число перегибов либо количество перегибов, после которых появились трещины или образец разрушился.

ИСПЫТАНИЯ НА КРУЧЕНИЕ

Кручение осуществляется двумя равными по величине и противоположно направленными крутящими моментами, которые прикладываются к концам образца в плоскостях, нормальных его продольной оси. В рабочей части образца возникает разноименное плоское напряженное состояние с коэффициентом мягкости $\alpha \approx 0,8$, т. е. большим, чем при растяжении. В то же время в отличие от сжатия и изгиба при испытании на кручение до разрушения можно довести любой материал.

Максимальные касательные напряжения при кручении действуют в плоскостях, перпендикулярных оси образца. Наибольшие же нормальные напряжения действуют под углом 45° , причем $S_{\max} = t_{\max}$. После разрушения от среза и отрыва получаются характерные формы излома (см. рис. 87), по которым можно однозначно определить тип разрушения. В отличие от других статических испытаний геометрия излома реальных образцов здесь строго соответствует схемам в табл. 6. Это объясняется тождеством напряженного состояния по всей длине скручиваемого образца от начала испытания до момента разруше-

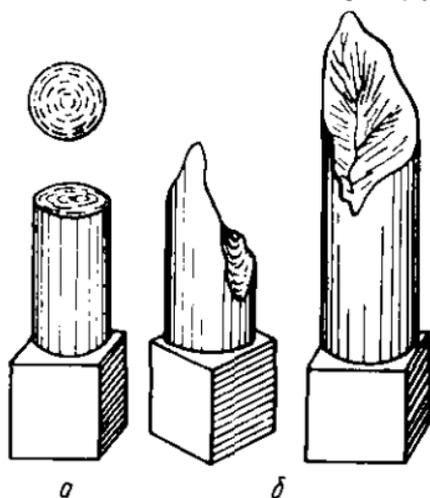


Рис. 87. Вид образцов, разрушенных при кручении путем среза (а) и отрыва (б)

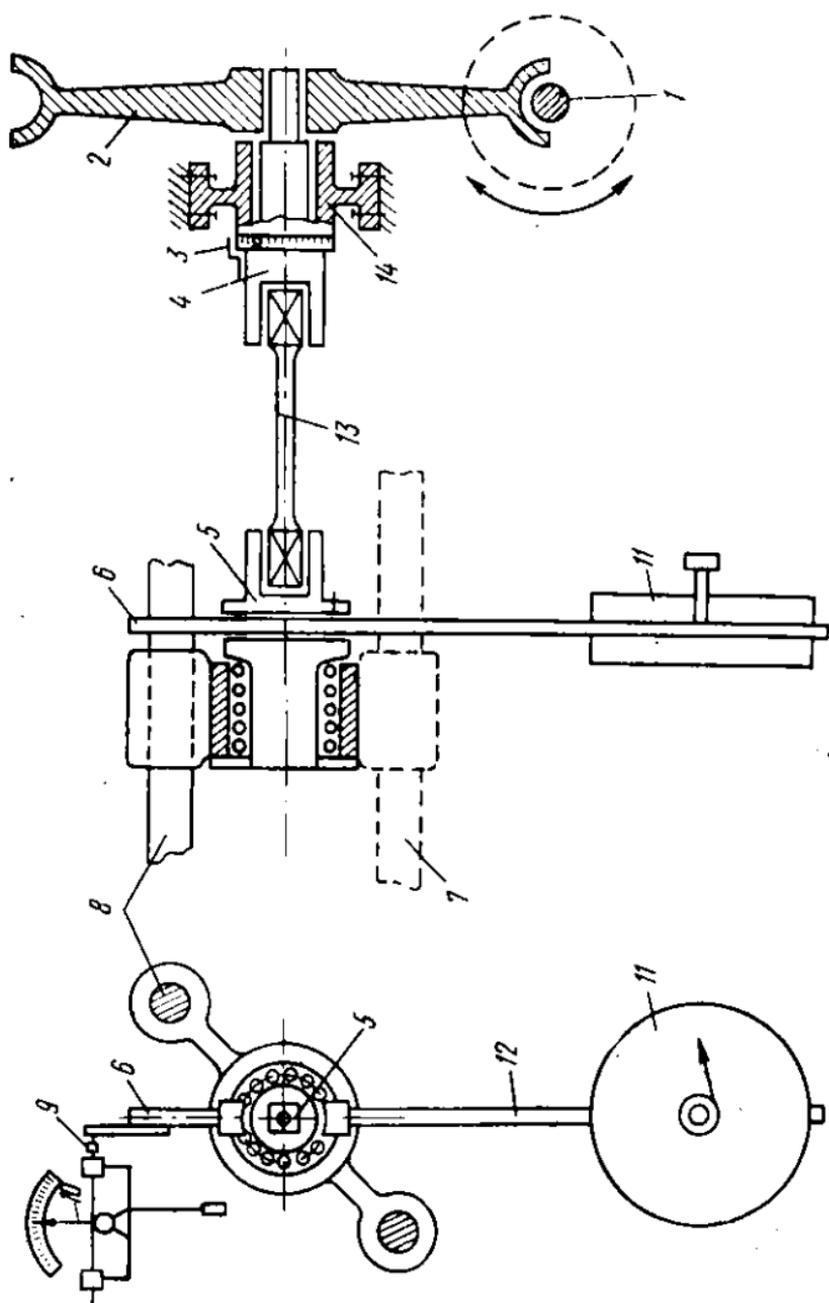


Рис. 88. Схема горизонтальной машины для испытания на кручение

ния (при однократном скручивании). Другим важным следствием неизменности напряженного состояния является постоянство рабочей длины и поперечного сечения образца во время испытания.

Описанные особенности испытаний на кручение определяют их важность и распространенность на практике. Методика испытаний образцов из любых материалов диаметром не менее 5 мм стандартизована (ГОСТ 3565—58). Образцы должны иметь цилиндрическую рабочую часть и квадратные головки (рис. 88). Образец с диаметром рабочей части 10 и расчетной длиной 100 или 50 мм принят за нормальный. Допускается использование образцов пропорциональных, геометрически подобных нормальному, а также трубчатых.

Испытания на кручение проводят на специальных машинах, которые должны обеспечивать надежную центровку образца, плавность нагружения и отсутствие изгибающих усилий, возможность достаточно точного задания и измерения величины крутящего момента. Используются машины с горизонтальным и вертикальным расположением образца. Максимальный крутящий момент меняется от 6 до 200 000 кгс·м. Основные узлы этих машин — станина, привод, от которого вращается активный захват, силоизмеритель с несколькими шкалами нагрузок, диаграммный механизм, счетчик оборотов и угломер для определения угла закручивания образца.

На рис. 88 дана принципиальная схема горизонтальной испытательной машины с маятниковым силоизмерителем. Образец 13 крепится в захватах 4 и 5. Левый захват 5 не связан с приводом и может перемещаться в горизонтальном направлении по направляющим 7 и 8. Правый захват устанавливается в неподвижном подшипнике 14 и получает вращение от червячного колеса 2, приводимого в движение электродвигателем через редуктор и вал 1 (возможно вращение и вручную). Число оборотов и угол закручивания активного захвата 4 можно определить по неподвижной круговой шкале с помощью указателя 3, который вращается вместе с захватом. Второй захват 5 жестко связан с тяжелым маятником 11. Меняя груз или переставляя штангу 12 в вертикальном направлении относительно захвата, можно менять масштаб шкалы силоизмерителя. Вращение захвата 5 вместе с маятником 11 создает крутящий момент, направленный противоположно этому вращению и равный моменту кручения, переданному на образец активным захватом 4. Отклонение маятника 11 от вертикального положения приводит к перемещению конца 6 штанги 12, затем стержня 9 и стрелки 10 силоизмерителя. Перемещение стрелки прямо пропорционально моменту кручения $M_{кр}$, который служит мерой сопротивления образца деформации, заменяя при кручении усилие P , измерявшееся в других статических испытаниях.

На рис. 89 показана кинематическая схема вертикальной машины КМ-50. Электродвигатель, установленный на крышке основания, через ременную передачу 1 вращает червячную пару 2, а та — через зубчатые передачи 3 и 4 и червячную 5 — ходовой винт 6 с нижним

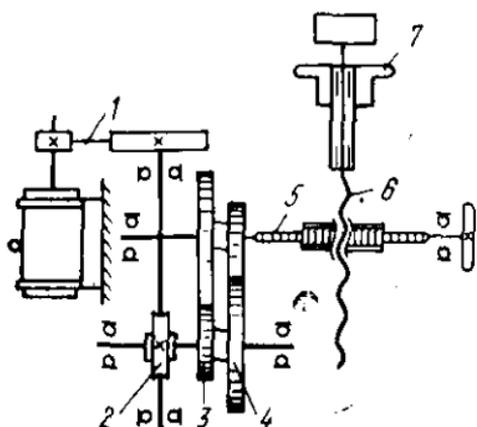


Рис. 89. Кинематическая схема вертикальной машины КМ-50 для испытаний на кручение

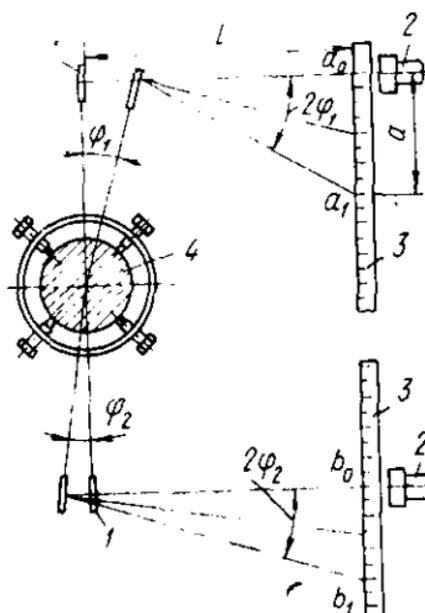


Рис. 90. Схема измерения угла закручивания зеркальным прибором Мартенса

активным захватом 7. Измерение величины крутящего момента в этой машине также производится маятниковым силовым измерителем.

В качестве меры деформации в процессе испытания фиксируется угол закручивания φ . Для точного измерения этого угла, особенно в области малых деформаций, рекомендуется использовать зеркальный прибор Мартенса или другой тензомер с большой точностью. Схема измерения показана на рис. 90. Два зеркала 1 крепятся на границах расчетной длины образца 4. Напротив каждого из зеркал устанавливаются шкалы 3 и зрительные трубы 2, с помощью которых фиксируют отраженные в зеркалах показания шкалы.

В процессе испытания каждый захват машины поворачивается на определенный угол (большой у активного захвата). Угол закручивания образца равен разности этих углов. Однако он включает паразитные деформации зажимов и головок образца. Для их исключения угол закручивания определяют на расчетной длине l_0 , помещая зеркала на некотором расстоянии от головок:

$$\varphi = \varphi_1 - \varphi_2. \quad (103)$$

В области малых углов (рис. 90):

$$\operatorname{tg} 2\varphi_1 \approx 2\varphi_1 = \frac{a_1 - a_0}{L};$$

$$\operatorname{tg} 2\varphi_2 \approx 2\varphi_2 = \frac{b_1 - b_0}{L},$$

где a_0 и b_0 — начальные отсчеты;

a_1 и b_1 — отсчеты по шкалам после закручивания.

Отсюда угол закручивания

$$\varphi = \varphi_1 - \varphi_2 = \frac{(a_1 - b_1) - (a_0 - b_0)}{2L} = \frac{\Delta}{2L}. \quad (104)$$

Зная текущие значения крутящего момента и угла закручивания, можно построить диаграмму кручения в координатах $M_{кр}$ — φ (рис. 91). Эта диаграмма состоит из участка упругой (Op) и пластической деформации pk . Из-за отсутствия значительного местного сужения ниспадающего участка на диаграмме кручения не бывает, хотя после образования первых трещин деформация становится неравномерной, сосредоточиваясь вблизи излома.

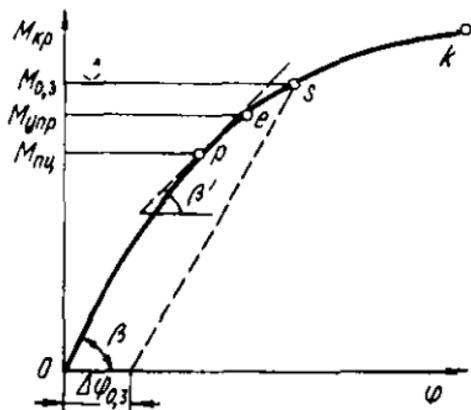


Рис. 91. Диаграмма кручения

По аналогии с другими статическими испытаниями при кручении определяют условные пределы пропорциональности, упругости, текучести и прочности, а также истинный предел прочности. Однако все эти свойства выражают не через нормальные, а через касательные напряжения. В области упругой деформации кручением цилиндрического образца

$$\tau_{\max} = \frac{M_{кр}}{W} = \frac{M_{кр} d}{2I_p} = \frac{16 M_{кр}}{\pi d^3}, \quad (105)$$

где d — диаметр рабочей части образца;

W — момент сопротивления;

I_p — полярный момент инерции сечения для круглого образца:

$$I_p = \frac{\pi d^4}{32}. \quad (106)$$

Формула (105) дает хорошие результаты и в области малых пластических деформаций, однако после значительного пластического течения она уже непригодна. С ее помощью рассчитывают все перечисленные выше прочностные свойства при кручении, кроме истинного предела прочности. Последний определяют по формуле, учитывающей поправку на пластическую деформацию:

$$t_k = \frac{4}{\pi d^3} \left(3 M_{кр} + \theta \frac{d M_{кр}}{d \theta} \right). \quad (107)$$

Здесь $M_{кр}$ — наибольший крутящий момент, предшествующий разрушению образца;

θ — удельный угол закручивания перед разрушением (в радианах на 1 мм):

$$\theta = \frac{\varphi_1 - \varphi_2}{l_0}. \quad (108)$$

Предел пропорциональности при кручении $\tau_{пц}$ — это условное касательное напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между напряжениями и деформациями достигает такой величины, когда тангенс угла (β' , рис. 91), образуемого касательной к диаграмме кручения и осью деформаций, превышает первоначальное значение ($\operatorname{tg} \beta$) на 50%.

Методика определения $\tau_{пц}$ аналогична описанной на примере предела пропорциональности при растяжении. Вначале образец нагружают крутящим моментом, соответствующим касательному напряжению 3 кгс/мм² для стали и $\leq 10\%$ от ожидаемого предела пропорциональности — для других материалов. Затем на образец устанавливают тензомер и фиксируют его начальные показания. Дальнейшее нагружение производят ступенями, сначала большими, потом малыми, и после каждой ступени измеряют величину Δ — см. формулу (104). Испытание заканчивают после того, как величина Δ_i после очередной малой ступени превысит в 2—3 раза величину Δ_{i-n} , полученную от первой малой ступени. После этого рассчитывают среднее значение величин Δ на участке нагружения малыми ступенями и найденное значение увеличивают на 50%. Крутящий момент, соответствующий

ший этому полуторному углу закручивания, и есть $M_{кр\tau\tau}$, по которому определяют с помощью формулы (105) предел пропорциональности.

Предел упругости при кручении $\tau_{упр}$ — условное касательное напряжение, при котором образец подвергается остаточной сдвиговой деформации на заданную величину. Допуск на остаточную деформацию задается по величине относительного сдвига

$$\gamma = \frac{(\varphi_1 - \varphi_2) d}{2 l} 100\%, \quad (109)$$

который должен быть равен 0,0045; 0,0075 или 0,015%.

Методика определения предела упругости аналогична рассмотренной для $\tau_{\tau\tau}$. За предел упругости $\tau_{упр}$ принимают напряжение, при котором относительный сдвиг становится равным сумме сдвига в момент достижения $\tau_{\tau\tau}$ и заданного допуска.

На стадии упругой деформации в результате испытания на кручение может быть определен модуль сдвига:

$$G = \frac{M_{кр} l}{(\varphi_1 - \varphi_2) I_p}. \quad (110)$$

При использовании прибора Мартенса (см. рис. 90) расчет модуля сдвига ведут по следующей рабочей формуле:

$$G = \frac{64 L (M_{кр\tau\tau} - M_{кр\alpha}) l}{[(a_m - b_m) - (a_0 - b_0)] \pi d^4}, \quad (111)$$

где $M_{кр\tau\tau}$, a_m , b_m — величина крутящего момента и показания тензометра на последней ступени нагружения, после которой диаграмма $M_{кр}$ — φ становится нелинейной.

Определяемый при кручении предел текучести обычно условный. Это касательное напряжение, вычисляемое по формуле (105), которому соответствует остаточный относительный сдвиг на 0,3% ($\tau_{0,3}$). Методика определения предела текучести с помощью тензометра аналогична рассмотренной для $\tau_{упр}$. Если масштаб диаграммы кручения таков, что 1 мм по оси деформаций соответствует $\gamma \leq 0,1\%$, а по оси $M_{кр}$ — не более 1 кгс/мм² касательного напряжения, то условный предел текучести $\tau_{0,3}$ может быть найден графически по диаграмме, так же как $\sigma_{0,2}$ при растяжении (см. рис. 91).

Условный предел прочности при кручении $\tau_{пл}$ соответствует моменту кручения перед разрушением и рассчитывают его без учета пластической деформации по формуле (105). Для расчета истинного предела прочности по формуле (107) образец после начала пластической деформации нагружают небольшими ступенями до разрушения, измеряя $M_{кр}$, φ_1 и φ_2 после каждой ступени нагружения. Затем вычисляют удельный угол закручивания θ по формуле (108) и строят участок диаграммы кручения перед разрушением в координатах $M_{кр}-\theta$. По полученной кривой графически определяют величину $\frac{d M_{кр}}{d \theta}$ как тангенс угла между касательной к точке, соответствующей наибольшему крутящему моменту, и осью абсцисс.

Условные пределы пропорциональности, упругости, текучести и прочности при кручении имеют физический и технический смысл, аналогичный соответствующим прочностным свойствам при других статических испытаниях для материалов, разрушающихся после сжатия и изгиба и дающих первичную диаграмму растяжения без максимума. Для материалов, в которых при растяжении образуется шейка, величины $\tau_{пл}$ и особенно t_k являются более строгими характеристиками предельной прочности в условиях кручения, чем σ_B, S_B и S_k для растяжения.

Основной характеристикой пластичности при кручении является относительный сдвиг γ , определяемый по формуле (109) в момент разрушения. Величина γ при этом включает как упругую, так и остаточную деформацию. Для пластичных материалов, у которых вклад упругой деформации по сравнению с пластической относительно мал, общий сдвиг можно без большой погрешности принять за остаточный. Для малопластичных металлов и сплавов при расчете остаточного относительного сдвига необходимо вычесть из общего γ , определенного по формуле (109), упругий сдвиг

$$\gamma_{упр} = \frac{\tau_{пл}}{G} 100\%. \quad (112)$$

Разновидностью испытаний на кручение является проба на скручивание проволоки диаметром d менее 10 мм (ГОСТ 1545—63). Образец длиной $100d$ зажимается в твердых губках захватов и скручивается в результате вращения

одного из них с постоянной скоростью (30—90 об/мин). В результате испытания определяют число оборотов активного захвата до момента разрушения проволоки. Это число и считают критерием ее качества (пластичности).

ПРИМЕНЕНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Самым жестким из стандартных статических испытаний гладких (без надразов) образцов является испытание на растяжение с $\alpha=0,5$. Для многих пластичных конструкционных материалов такой жесткости недостаточно для хрупкого разрушения даже при глубоких отрицательных температурах. Однако в реальных условиях эти материалы часто разрушаются хрупко в первую очередь из-за наличия различных концентраторов напряжений — механических надразов, поверхностных и внутренних трещин, резких переходов от толстого к более тонкому сечению и др. В результате их конструктивная прочность может оказаться значительно ниже, чем определенная методом обычных статических испытаний. Необходима, следовательно, постановка специальных испытаний для оценки «чувствительности» материала к концентрации напряжений.

1. ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ С НАДРЕЗОМ

Наиболее известные и распространенные испытания с применением концентраторов напряжений — испытания на растяжение и изгиб образцов с надрезом. Для образцов круглого сечения обычно применяют кольцевой надрез. На прямоугольные образцы для растяжения надрезы наносят симметрично по двум широким сторонам сечения, а на образцы для испытаний на изгиб — вдоль одной стороны сечения перпендикулярно продольной оси.

Наличие надреза существенно влияет на распределение напряжений. На рис. 92 показана схема распределения нормальных напряжений в сечении кольцевого надреза, стенки которого расположены под углом 45° к продольной оси растяжения образца. Схема относится к области упругой деформации. В месте надреза возникает объемное растяжение и t_{\max} снижается. К тому же у основания надреза величина нормальных напряжений S_1 , S_2 , S_3 , особенно S_1 (продольных), оказывается намного

больше, чем в центре сечения. Это приводит к снижению коэффициента мягкости испытания и является основной причиной преждевременного разрушения образцов и конструкций с надрезом. В плоском образце в области надреза возникает схема двухосного растяжения.

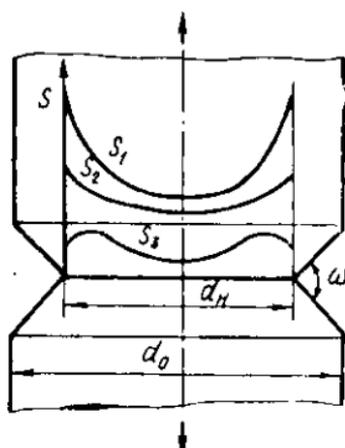


Рис. 92. Схема распределения нормальных напряжений в сечении надреза растягиваемого образца

Для количественной оценки жесткости надреза используют коэффициент концентрации напряжений — отношение наибольшего напряжения к номинальному (без учета неравномерности распределения напряжений). Например, в случае растяжения образца с круговой выточкой (рис. 92) коэффициент концентрации нормальных напряжений

$$\alpha_{\sigma} = \frac{S_{1\max}}{S} . \quad (113)$$

Здесь $S = \frac{P}{F}$, где F — площадь поперечного сечения образца в месте надреза.

Коэффициент концентрации напряжений определяется геометрией надреза. Чем больше его глубина и острота, тем он жестче, тем легче получить хрупкое разрушение. Практически для любого, даже очень пластичного металла можно подобрать форму образца и надреза, которая обеспечит хрупкое разрушение в заданных условиях испытания.

Критерием чувствительности материала к надрезу часто служит отношение условных пределов прочности гладкого и надрезанного образцов (σ_b/σ_b^H). Для хрупких материалов это отношение всегда больше единицы. Для пластичных оно может оказаться меньше единицы, если жесткость надреза недостаточна и образец с надрезом имеет возможность существенно пластически деформироваться. Поэтому для получения сопоставимых результатов особенно важно унифицировать форму образцов и методику испытаний. В наиболее распространенных испытаниях на растяжение угол надреза ω (см. рис. 92) задается в пределах от 45° до 60° , радиус закругле-

ния $\sim 0,1$ мм, а относительное сужение в месте надреза

$$\psi_{II} = \frac{d_0^2 - d_n^2}{d_0^2} = 25 - 50\%.$$

Испытания образцов с надрезом характеризуются худшей воспроизводимостью результатов, чем испытания гладких образцов, и требуют поэтому использования большего числа образцов.

2. ИСПЫТАНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ

В последние годы все большее распространение получают статические испытания образцов с надрезом и трещиной для определения вязкости разрушения — сопротивления распространению трещины. Эти испытания особенно важны для высокопрочных сплавов, которые могут иметь удовлетворительные характеристики пластичности при обычных испытаниях, но хрупко разрушаться при наличии надрезов и трещин в реальных конструкциях.

Теоретической базой испытаний на вязкость разрушения является линейная механика разрушения, анализирующая распределение напряжений у переднего края трещины. Он рассматривается как линейная зона возмущения, имеющая макроразмеры вдоль фронта распространения трещины и значительно меньшие размеры в двух других измерениях. Здесь наблюдается некоторая аналогия с теорией дислокаций, которая также имеет дело с линейными возмущениями (кристаллической решетки). Если теория дислокаций объяснила, почему техническая прочность намного меньше теоретической, то линейная механика разрушения объясняет, почему хрупкое разрушение развивается при значительно более низких напряжениях, чем вязкое.

Базой для линейной механики разрушения послужила концепция Гриффитса. В изделиях из технических металлов и сплавов трещины, как правило, содержатся еще до начала нагружения или возникают в результате деформации. В любом случае *склонность к хрупкому разрушению определяется в первую очередь сопротивлением развитию трещины, а не ее зарождению.* В статических условиях под действием приложенного напряжения трещина раскрывается постепенно и достаточно

медленно, пока не возникнет критическое состояние, к которому соответствует начало быстрого (хрупкого) разрушения.

Механика разрушения исходит из того, что сопротивление распространению трещины определяется величиной потери энергии на пластическую деформацию в зоне переднего края трещины. Источником энергии служит поле упругих напряжений у этого края. На основе теории упругости линейная механика разрушения описывает напряженное состояние у фронта развивающейся трещины. При этом сопротивление распространению трещины характеризуется единственной константой

$$K = Y \sigma \sqrt{l_{\text{тр}}} \quad (114)$$

Константа K — это коэффициент интенсивности напряжений, характеризующий локальное повышение растягивающего напряжения у переднего края трещины;
 σ — номинальное растягивающее напряжение вдали от трещины;

$l_{\text{тр}}$ — длина трещины;

Y — коэффициент, зависящий от геометрии образца и трещины.

Величина K может быть определена экспериментально. Наибольшее развитие получили испытания, в которых K оценивается в условиях плоского деформированного состояния и разрушение происходит путем отрыва — перпендикулярно плоскости трещины. В этом случае коэффициент интенсивности напряжений обозначают K_{Ic} и называют его *вязкостью разрушения при плоской деформации*. Эта характеристика — важнейший критерий разрушения металлических материалов.

Принципиальным преимуществом K_{Ic} по сравнению с другими характеристиками предельной прочности (например, σ_b , S_b , S_k при растяжении, t_k при кручении) является то, что вязкость разрушения учитывает и длину трещины. Любой критерий разрушения, выраженный через напряжение, предполагает, что разрушение происходит мгновенно по достижении этого напряжения. На самом деле всякое разрушение — это результат развития трещины, и поэтому характеристика предельной способности к торможению разрушения должна включать не только напряжение, но и длину трещины.

На базе линейной механики разрушения предложен

и ряд других критериев, помимо K_{1c} . Для листовых материалов, в частности, определяют вязкость разрушения K_c в условиях плоского напряженного состояния (K_{1c} измеряется при объемном напряженном состоянии у вершины трещины). Однако K_{1c} выгодно отличается хорошей воспроизводимостью при экспериментальном определении, независимостью от формы и размеров образцов, если соблюдаются условия правильного проведения испытаний. Методика этих испытаний еще не стандартизирована, однако накопленный опыт позволяет сформулировать основные ее элементы.

Испытания на вязкость разрушения проводят предпочтительно по схеме изгиба или внецентренного растяжения. В обоих случаях используют образцы с прямоугольным поперечным сечением ($a = 1/2b$) и односторонним надрезом с $\omega = 30-60^\circ$ длиной $0,25-0,45 b$ (рис. 93). Помимо надреза, в образец перед началом испытания должна быть введена усталостная трещина (см. гл. IX). Она инициируется надрезом и развивается от его вершины в глубь образца. Размер l на рис. 93 соответствует общей глубине надреза, которая складывается

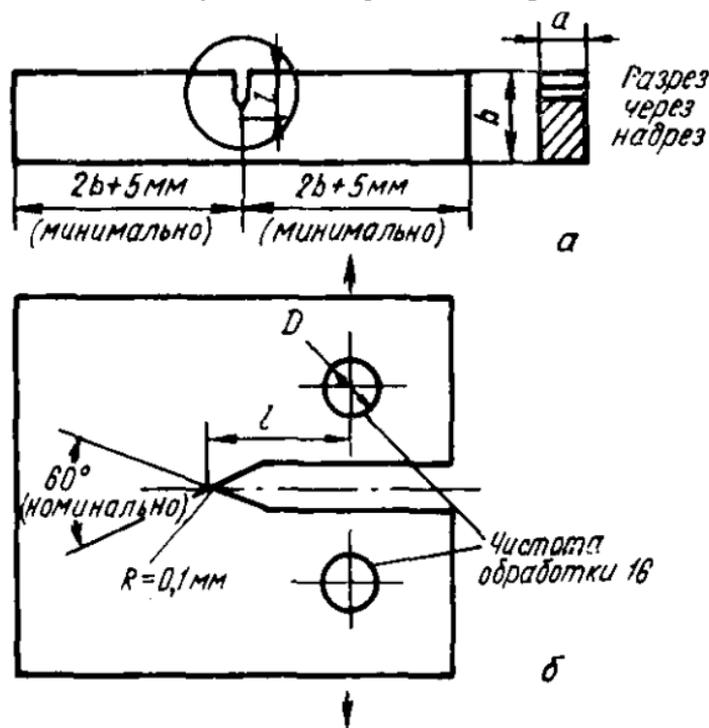


Рис. 93. Образцы для испытаний на вязкость разрушения по схеме изгиба (а) и внецентренного растяжения (б)

ся из длины трещины и высоты механически нанесенного надреза. Отношение l к высоте сечения b должно быть в пределах 0,45—0,55.

Соотношения всех размеров образца, надреза и трещины имеют в этих испытаниях особое значение, поскольку они должны обеспечить условия плоской деформации у вершины трещины и упруго-напряженное состояние вдали от нее. Только в этом случае возможно правильное определение вязкости разрушения K_{Ic} . Основное требование к размерам образца сводится к тому, чтобы суммарная глубина надреза l и толщина сечения a были не меньше $2,5 (K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2$, где $\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести материала при обычном растяжении в тех же условиях (температура, скорость деформации).

Следовательно, образцы из разных материалов и в разных условиях испытания должны иметь разные абсолютные размеры. Эти размеры должны быть определены до испытания, исходя из известных значений предела текучести и приближенной оценки K_{Ic} .

Испытания могут проводиться на любых универсальных машинах для статических испытаний, которые снабжены электрическим устройством для фиксации нагрузки и двухкоординатным самописцем (например, машина УМЭ-10Т). Самописец необходим для записи диаграммы *нагрузка* P — *смещение* v . Смещение — это изменение расстояния между точками по обе стороны от трещины за счет ее раскрытия. Для фиксации смещения на образце устанавливают специальные датчики, обычно электротензометрические, сигнал от которых подается на самописец.

Расчет вязкости разрушения проводят по диаграммам *нагрузка-смещение*, типичный вид которых показан на рис. 94. Задача заключается в том, чтобы определить

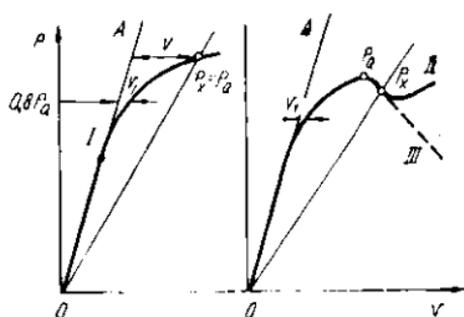


Рис. 94. Разновидности диаграмм нагрузка — смещение

нагрузку P_Q , при которой начинается нестабильное (самопроизвольное) развитие трещины. На диаграммах II и III эта нагрузка соответствует точка максимума. Если же металл пластичен и диаграмма получается плавной (I), то для унификации методики необходи-

мо условиться, какому относительному смещению будет соответствовать P_Q .

Общая методика обработки диаграмм *нагрузка—смещение* сводится к следующему (см. рис. 94). Через начало координат проводят секущую OP_x с наклоном на x процентов меньше, чем наклон OA начального линейного участка упругой деформации. Общепринято значение $x=5\%$. В результате определяем нагрузку P_x , соответствующую точке пересечения проведенной секущей с диаграммой. Величина P_Q равна P_x или другой наибольшей нагрузке, предшествующей P_x . Таким образом, для диаграммы $I P_Q=P_x$, а для двух других P_Q соответствует точке максимума, достигаемой обычно до P_x .

Перед расчетом вязкости разрушения следует проверить полноценность полученной диаграммы. Для этого проводят горизонтальную линию при $P=0,8 P_Q$ и измеряют отрезок v_1 между прямой OA и кривой *нагрузка—смещение*. Он характеризует нелинейность диаграммы при $P=0,8 P_Q$ и должен быть меньше четверти смещения v при нагрузке P_x . Если $v_1 > 0,25 v$, то нелинейность считается обусловленной не только ростом трещины, но и пластической деформацией или погрешностями измерения. В этом случае правильный расчет K_{Ic} невозможен и испытание надо проводить заново, либо изменив размеры образца, либо устранив источник ошибок в построении диаграммы *нагрузка—смещение*.

Если диаграмма полноценна, подсчитывают коэффициент интенсивности напряжений K_Q . Для испытаний по схемам изгиба и растяжения можно использовать единую расчетную формулу:

$$K_Q = P_Q Y' / ab^{1/2}. \quad (115)$$

Размеры образца a и b известны до опыта, величина P_Q определяется по кривой *нагрузка—смещение*, а коэффициент Y' различен для изгиба и растяжения и определяется соотношением суммарной глубины надреза и трещины к высоте сечения образца b . Имеются специальные таблицы, с помощью которых этот коэффициент может быть определен для любого образца с известным отношением l/b .

После расчета K_Q необходимо окончательно проверить правильность выбора размеров образца. Для этого подсчитывают величину $2,5 (K_Q / \sigma_{0,2})^2$, которая должна быть меньше a и l . В этом случае $K_Q = K_{Ic}$ и испытание можно считать законченным. В противном случае

необходимо увеличить размеры образца, исходя из полученного значения K_Q , и провести новое испытание. При этом для высокопластичных материалов требуемые размеры сечения образца могут оказаться столь большими, что их изготовление будет затруднительным. Это несколько ограничивает область применения испытаний на вязкость разрушения при плоской деформации. Следует отметить также большую трудоемкость этих испытаний по сравнению со стандартными статическими.

Показатель вязкости разрушения K_{Ic} используется как количественный критерий сопротивлению материала распространению в нем трещины и как критерий конструктивной прочности. В первом случае величина K_{Ic} служит оценкой склонности к хрупкому разрушению разных материалов в разных условиях. Вязкость разрушения зависит от температуры испытания и скорости деформации. Поэтому температурные зависимости K_{Ic} можно использовать для выявления областей хрупко-вязкого перехода. Применение K_{Ic} как критерия конструктивной прочности позволяет решать целый ряд задач, например рассчитывать максимально допустимую нагрузку на конструкцию с трещиной известных размеров, при которой еще не начинается ее быстрого развития, заканчивающегося полным разрушением; определять критические размеры трещины при заданном уровне напряжений и т. д.

Список литературы

1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М., «Мир», 1972. 408 с. с ил.
2. Тимошук Л. Т. Механические испытания металлов М., «Металлургия», 1971. 224 с. с ил.
3. Шапошников Н. А. Механические испытания металлов. М., Машгиз, 1951. 383 с. с ил.
4. Николс Р. — В кн.: Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению. М., «Мир», 1972, с. 11—89 с ил.
5. Авдеев Б. А. Техника определения механических свойств материалов. Изд. 4-е М., «Машиностроение», 1965. 488 с. с ил.

Глава VI

ДИНАМИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ

Динамические испытания применяют для оценки способности металлических материалов переносить ударные нагрузки и для выявления их склонности к хрупко-

му разрушению. Наиболее широко распространены и стандартизированы ударные испытания на изгиб образцов с надрезом. Помимо них используются методы динамического растяжения, сжатия и кручения.

Скорости деформирования и деформации при динамических испытаниях на несколько порядков больше, чем при статических. Так, в стандартных испытаниях на динамический изгиб скорость деформирования составляет 4—7 м/с, а скорость деформации — порядка 10^2 с^{-1} , в то время как при статических испытаниях эти величины — 10^{-5} — 10^{-2} м/с и 10^{-4} — 10^{-1} с^{-1} соответственно.

1. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Резкое увеличение скоростей приложения нагрузки при динамических испытаниях приводит к определенным особенностям картины пластической деформации, деформационного упрочнения и разрушения.

В условиях динамической деформации изменяется поведение дефектов кристаллической решетки, в первую очередь дислокаций. Изменение концентрации любых дефектов C_i в процессе пластической деформации подчиняется уравнению

$$C_i = C_{i(0)} e^{-\frac{t}{t_{pi}}}, \quad (116)$$

где $C_{i(0)}$ — исходная концентрация дефектов;

t — длительность процесса;

t_{pi} — время его релаксации.

Величина t_{pi} может, например, характеризовать время действия дислокационного источника, время взаимодействия между дефектами и т. д. При деформации могут идти только те процессы, для которых $t_{pi} < t$. Резкое уменьшение при динамической деформации времени t неизбежно должно вызвать изменение различных элементарных процессов, определяющих картину пластической деформации, что вызовет соответствующее изменение свойств.

Важнейшим механизмом пластической деформации кристаллов является консервативное скольжение дислокаций в определенных плоскостях и направлениях. В ус-

ловиях динамического нагружения на дислокации почти мгновенно начинают действовать относительно высокие напряжения τ . В результате скорость перемещения дислокаций увеличивается:

$$v_d = c_3 \left(\frac{\tau - \tau_l}{\tau_0} \right)^m, \quad (117)$$

где τ_l — напряжение сопротивления решетки перемещению дислокаций;

τ_0 — постоянное напряжение, при котором $v_d = 1$ см/с;

m — коэффициент, зависящий от природы металла;

c_3 — скорость распространения звука в металле.

Величина коэффициента m в первую очередь определяется типом решетки и характером межатомной связи в кристалле. У наиболее пластичных г. ц. к. металлов значения m максимальны (у меди ~ 200), а у о. ц. к. металлов они более чем на порядок меньше.

Резкое ускорение консервативного скольжения дислокаций в условиях динамического нагружения приводит к увеличению сил трения решетки. Это вытекает из скоростной зависимости ширины и энергии дислокаций. Чем больше их скорость v_d , тем больше энергия, меньше ширина $\left(\frac{a}{1-\nu} \right)$ и, следовательно, больше сила Пайерлса — см. формулу (45). Увеличение сил трения, препятствующих быстрому скольжению дислокаций, вызывает прирост критического напряжения сдвига и дополнительное упрочнение металла.

Высокий уровень напряжений в процессе динамического испытания способствует одновременному действию большого числа дислокационных источников. Параллельно в г. ц. к. металлах растет и число действующих систем скольжения. Одним из следствий этого является подавление стадии легкого скольжения в монокристаллах. В то же время линии скольжения на поверхности образца, подвергнутого динамической деформации, часто менее волнисты, чем после статической. Для о. ц. к. металлов этот эффект связывают с тем, что в результате ударного нагружения образуются и перемещаются в основном краевые дислокации. Их консервативное скольжение в определенных плоскостях и приводит к образованию прямых следов скольжения.

Электронномикроскопический анализ показывает, что в некоторых г. ц. к. металлах, например в меди, дина-

мическое нагружение приводит к формированию ячеистой структуры уже после небольших степеней деформации. Средний размер ячеек оказывается значительно меньшим, чем после статического испытания. В то же время в металлах с о. ц. к. решеткой образование ячеистой структуры в результате динамической деформации затруднено. По-видимому, это связано с трудностью поперечного скольжения при быстром перемещении множества дислокаций по большому числу систем скольжения. Повышение скорости деформации способствует развитию двойникования в металлах с любой решеткой, в том числе г. ц. к.

Увеличение плотности дислокаций, числа систем скольжения и двойникования при динамическом нагружении ведет к уменьшению средней длины свободного пробега дислокаций и повышению концентрации точечных дефектов в результате возрастания вероятности пересечений дислокаций и их движения с порогами.

Отмеченные особенности картины пластической деформации при динамическом нагружении обуславливают изменение деформационного упрочнения и отдельных характеристик прочности и пластичности по сравнению со статическими испытаниями. В гл. V влияние повышения скорости деформации приравнивалось к снижению температуры испытания. Это утверждение верно для диапазона скоростей, реализуемых при статических испытаниях. В области же высоких скоростей проявляется ряд новых эффектов. Наблюдается, в частности, существенное увеличение степени деформационного упрочнения на I стадии кривой деформации монокристаллов с г. ц. к. и г. к. решеткой. При динамическом нагружении резко увеличивается и степень упрочнения на II стадии, особенно при таких ориентировках кристалла, когда действует большое число систем скольжения.

Если сравнивать кривые деформационного упрочнения для одного поликристаллического металла при статическом и динамическом нагружениях, то обычно с увеличением скорости фиксируется повышение уровня напряжений и на начальных стадиях — степени деформационного упрочнения (рис. 95).

По Коттреллу напряжение течения σ связано со скоростью деформации $\dot{\epsilon}$ формулой

$$\sigma = \frac{1}{2} \frac{d\sigma}{d\epsilon} + \sigma_0 \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\Phi b (L_0 + C\epsilon^2)} \right]^{1/m}, \quad (118)$$

где σ_0 — напряжение, необходимое для перемещения дислокации с единичной скоростью;

Φ — ориентационный фактор;

L_0 — начальная длина подвижных дислокаций;

b — вектор Бюргерса дислокаций;

C, α, m — коэффициенты.

Величины m и L_0 определяют форму кривой деформации — плавную (рис. 95,а) или с зубом текучести (рис. 95,б).

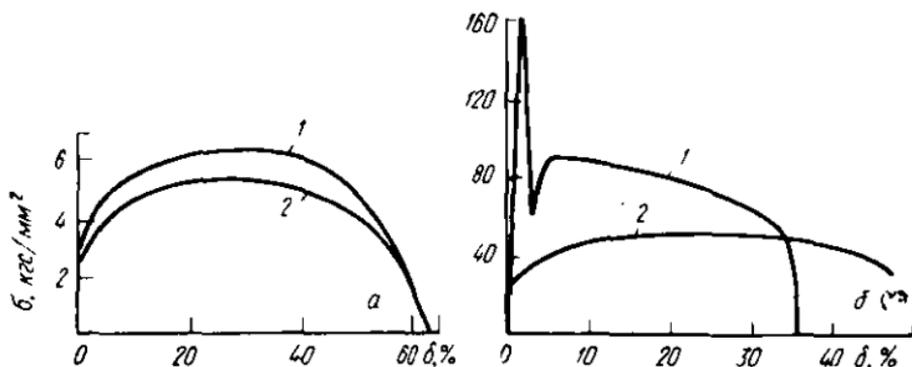


Рис. 95. Кривые напряжение — деформация при динамической (1) и статической (2) деформациях: а — для алюминия (Ямада, Котеразава); б — для армо-железа (А. Кэмпбелл, А. Хардинг)

Итак, при динамических испытаниях характеристики прочности, особенно сопротивление малым деформациям, повышаются по сравнению со статическими. Пластичность неоднозначно зависит от скорости деформации. В большинстве случаев при ударных испытаниях образцов с надрезом характеристики пластичности оказываются ниже, чем при аналогичных статических испытаниях. В определенных условиях при высокоскоростной деформации некоторые металлы могут проявлять повышенную пластичность. Так, например, получается при штамповке взрывом (динамическое сжатие) металлов с гексагональной решеткой.

Характер изменения пластичности и вязкости (работы деформации) с увеличением скорости деформации зависит от типа разрушения — среза или отрыва. Если при заданной схеме нагружения и температуре материал разрушается путем отрыва, то сопротивление разрушению мало меняется при переходе от статической к динамической деформации. В этом случае пластичность с увеличением скорости уменьшается. Если же разрушение

происходит путем среза, то сопротивление разрушению существенно возрастает с ускорением деформации, а пластичность может не меняться или тоже повышаться.

2. ДИНАМИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ НА ИЗГИБ ОБРАЗЦОВ С НАДРЕЗОМ

При динамических испытаниях закон подобия не действует. Поэтому здесь необходима жесткая унификация размеров образцов и условий проведения испытания. Основным образцом по ГОСТ 9454—60 служит стержень с квадратным сечением 10×10 мм и длиной 55 мм (рис. 96). Надрез наносится по середине длины. Он имеет ширину и глубину 2 и радиус закругления 1 мм. Возможно применение образцов той же длины и сечения, но с более глубокими надрезами (до 5 мм). Расстояние между опорами должно быть 40 мм. Изгибающий нож имеет сечение в виде треугольника с углом при вершине 30° и радиусом закругления 2,5 мм.

Испытания на изгиб проводят на маятниковых копрах с предельной энергией, превышающей $30 \text{ кгс} \cdot \text{м}^*$.

Схема испытания ясна из рис. 96. Образец кладут горизонтально в специальный шаблон, обеспечивающий установку надреза строго в середине пролета между опорами. Удар наносят со стороны, противоположной надрезу, в плоскости, перпендикулярной продольной оси образца. Маятник копра закрепляется в исходном верхнем положении на высоте от 0,8 до 2,5 м, что соответствует скорости ножа маятника в момент удара от 4 до 7 м/с. По шкале фиксируется угол подъема маятника α . Затем крепящую защелку вынимают, маятник сво-

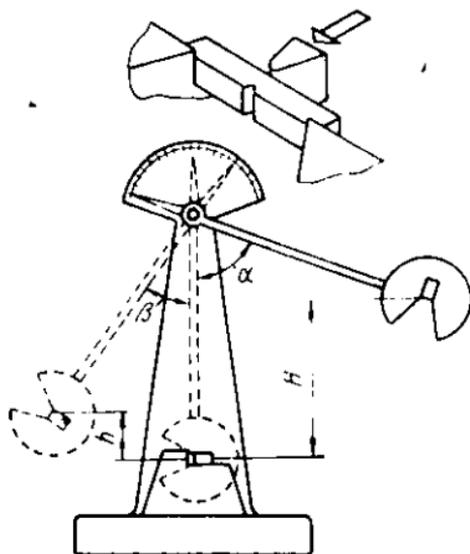


Рис. 96. Схема ударного изгиба на маятниковом копре

* $1 \text{ кгс} \cdot \text{м} \approx 10 \text{ Дж}$.

бодно падает под собственной тяжестью, наносит удар по образцу, изгибает и разрушает его, поднимаясь относительно вертикальной оси копра на угол β . Этот угол тем меньше, чем большая работа A_{II} затрачена маятником на деформацию и разрушение образца.

Величина работы деформации и разрушения определяется разностью потенциальных энергий маятника в начальный (после подъема на угол α) и конечный момент испытания (после взлета на угол β):

$$A_{II} = P (H - h), \quad (119)$$

где P — вес маятника;

H и h — высоты подъема и взлета маятника (см. рис. 96).

Если длина маятника L , то

$$h = L (1 - \cos \beta), \quad H = L (1 - \cos \alpha)$$

и, следовательно,

$$A_{II} = P L (\cos \beta - \cos \alpha). \quad (120)$$

Эта последняя формула и служит для расчета работы A_{II} по измеренным углам α и β (P и L постоянны для данного копра). Шкала копра может быть проградуирована прямо в единицах работы, если угол подъема маятника α фиксирован.

Часть энергии удара затрачивается на сотрясение копра и фундамента, преодоление сопротивления воздуха, на трение в подшипниках и в измерительном устройстве, на смятие образца на опорах и под ножом, на сообщение энергии обломкам образца и на упругую деформацию штанги маятника.

На копрах, применяемых при обычных испытаниях металлов, большинство этих потерь не поддается учету. В результате получаемые значения A_{II} оказываются завышенными на несколько процентов. Особенно велики потери энергии при несовпадении центра удара и точки касания маятника. Поэтому величины ударной вязкости, определенные на различных копрах, могут отличаться друг от друга на 10—30%. Точность определения работы излома тем выше, чем меньше превышение запаса работы маятника над работой деформации и разрушения образца. Поэтому нужно стремиться, чтобы угол β после разрушения образца был небольшим.

Зная полную работу деформации и разрушения A_{II} , можно рассчитать основную характеристику, получае-

мую в результате рассматриваемых испытаний — ударную вязкость:

$$a_{11} = A_n/F, \quad (121)$$

где F — площадь поперечного сечения образца в месте надреза до испытания.

Стандартная размерность ударной вязкости кгс× X_m /см²*

Ударные испытания, как и статические, можно проводить при отрицательных и повышенных температурах. Методика этих испытаний регламентирована специальными стандартами. По ГОСТ 9455—60 динамический изгиб при отрицательных температурах производят с использованием тех же образцов, что и при комнатной. Образец выдерживают в жидком хладагенте не менее 15 мин при температуре на 3—6°С ниже заданной, а затем вынимают из ванны, устанавливают на копер и немедленно испытывают.

Аналогичная методика используется при высокотемпературных испытаниях (ГОСТ 9456—60). Предварительный нагрев образцов рекомендуется вести в муфельных печах, при необходимости в нейтральной атмосфере, перегревая образец относительно заданной температуры на 5—45°С в зависимости от ее абсолютной величины. При этом время установки образца с момента выемки из печи до удара маятника должно быть не больше 5 с.

В массовых динамических испытаниях на изгиб образцов с надрезом ударная вязкость — единственная выходная характеристика испытания. Диаграмма деформации обычно не записывается, так как это сопряжено со значительными экспериментальными трудностями. Общее время испытания измеряется долями секунды, поэтому для фиксации зависимости нагрузки от деформации требуются малоинерционные чувствительные датчики и быстродействующий прибор для записи диаграмм. Обычно используют пьезокварцевые динамометры и шлейфовые осциллографы.

Характеристики пластичности — стрелу прогиба и угол загиба — легко определить, сложив две половины разрушенного образца точно так же, как при испытаниях на статический изгиб (см. рис. 84, 86).

* 1 кгс·м/см² ≈ 100 МДж/м².

Ударная вязкость — это сложная, комплексная характеристика, зависящая от целого ряда более простых механических свойств, прочностных и пластических. Работа, затрачиваемая на пластическую деформацию и разрушение, определяется площадью под диаграммой динамического изгиба. Ее величина, следовательно, будет тем больше, чем выше пластичность и уровень напряжений течения на всем протяжении испытания.

При ударных испытаниях на изгиб образцов с надрезом напряжения и пластическая деформация концентрируются в ограниченной части объема образца вокруг надреза. Именно здесь поглощается практически вся работа удара. На рис. 97, а показаны границы области

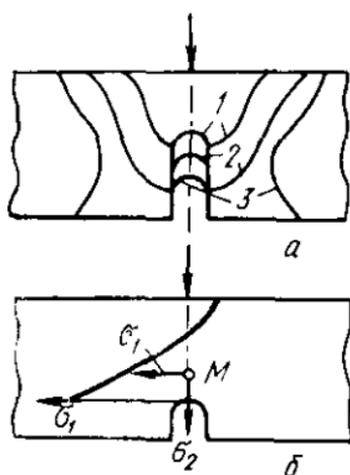


Рис. 97. Область распространения пластической деформации при разной глубине надреза (а) и схемы распределения продольных напряжений σ_1 в сечении надреза (б) при ударном изгибе

распространения пластической деформации при разной глубине надреза. Видно, что ширина этой области соизмерима с высотой сечения образца и увеличивается по мере уменьшения глубины надреза. На рис. 97, б дана схема распределения продольных нормальных напряжений σ_1 в сечении надреза. В районе вершины надреза, помимо σ_1 , действуют поперечные нормальные напряжения σ_2 и σ_3 (σ_3 не показано на рис. 97, б, так как оно перпендикулярно плоскости чертежа). Их появление вызва-

но торможением поперечной деформации объемами образца, примыкающими с двух сторон к надрезу. Чем глубже и острее надрез и больше ширина сечения, тем больше величина всех трех нормальных напряжений в точке М и меньше работа A_H .

Повышение ударной вязкости материала часто сопровождается и увеличением деформируемого объема в области надреза.

Возникновение схемы объемного растяжения, концентрация напряжений у надреза, а также рост предела текучести в результате ускорения деформации при мало меняющейся хрупкой прочности (см. схему Иоффе на

рис. 41) создают наиболее благоприятные условия для хрупкого разрушения.

Количественно величину деформируемого объема при ударном испытании определить весьма трудно. Поэтому при расчете ударной вязкости полную работу деформации разрушения относят не к объему, а к площади F поперечного сечения в надрезе, что, строго говоря, не имеет физического смысла. При испытании стандартных образцов величина F постоянна и, следовательно, ударная вязкость прямо пропорциональна полной работе A_{II} . Поскольку в разных материалах или при различных температурах испытания пластически деформируются различные объемы, то при одинаковых значениях A_{II} получаются разные величины удельной работы (в расчете на единицу объема). Ударная же вязкость в этом случае оказывается одинаковой.

Таким образом, характеристика ударной вязкости a_{II} является условной и это необходимо учитывать при сопоставлении разных материалов.

Как уже отмечалось, одной из важнейших задач ударных испытаний является оценка склонности к хрупкому разрушению. Достигается это построением температурной зависимости ударной вязкости и определением температуры хрупко-вязкого перехода T_{xp} (методика обычная — см. гл. IV). Зная T_{xp} и рабочую температуру T_p испытуемого материала, можно оценить его температурный запас вязкости:

$$\chi = \frac{T_p - T_{xp}}{T_p}. \quad (122)$$

Чем больше χ , тем меньше опасность хрупкого разрушения.

Поскольку хрупкий и вязкий характер разрушения при ударном изгибе четко различается по виду излома (блестящий «кристаллический» или матовый, волокнистый), температуру перехода T_{xp} можно определять по структуре излома. За T_{xp} принимают температуру, при которой в изломе появляются первые участки хрупкого разрушения или он становится полностью хрупким. Возможна также оценка T_{xp} как температуры, соответствующей равным долям хрупких и вязких участков разрушения в изломе.

Динамические испытания на изгиб надрезанных образцов являются самыми жесткими среди стандартных

испытаний. Для оценки температуры хрупко-вязкого перехода эти испытания применяют в тех случаях, когда статические испытания не позволяют выявить эту температуру (образцы пластичны вплоть до глубоких отрицательных температур). Полезны они, естественно, и для оценки этой температуры у материалов, которые могут подвергаться ударным нагрузениям в процессе эксплуатации. Наконец, ударные испытания часто используют для определения «максимальной» $T_{хр}$. Действительно, переход в хрупкое состояние в условиях динамического нагружения происходит при более высоких температурах, чем при статических испытаниях. Поэтому оценка склонности к хрупкому разрушению в наиболее жестких условиях представляет самостоятельный интерес.

Определение температуры хрупко-вязкого перехода по температурной зависимости ударной вязкости имеет ряд принципиальных недостатков. Главный из них заключается в том, что ударная вязкость характеризует суммарное сопротивление образца пластической деформации и разрушению. Определением же $T_{хр}$ мы стремимся оценить только сопротивление разрушению, т. е. распространению трещины. Для того, чтобы выделить эту составляющую полной работы A_n , используют следующий метод. На копре с постепенно увеличивающимся запасом работы маятника (увеличением угла α — рис. 96) испытывают несколько образцов и строят зависимость угла загиба от полной работы A_n (рис. 98).

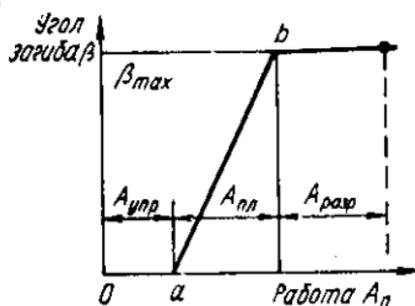


Рис. 98. Схема к определению составляющих работы ударного изгиба (Л. С. Лихшиц и А. С. Рахманов)

Если образцы (при малых углах подъема маятника) не разрушаются, то величину A_n принимают равной запасу работы маятника $PH = L(1 - \cos \alpha)$. Угол загиба практически линейно возрастает до определенной величины β_{max} по мере увеличения поглощенной энергии, а затем остается постоянным. Момент достижения β_{max} соответствует минимальной работе A_n , при которой уже происходит разрушение.

Следовательно, можно считать, что после появления трещины у надреза ее дальнейшее распространение не требует дополнительной

пластической деформации образца. Тогда работу удара, которая затрачивается только на разрушение (распространение трещины), можно определить как

$$A_{\text{разр}} = A_{\text{п}} - A_{\text{упр}} - A_{\text{пл}}, \quad (123)$$

где $A_{\text{п}}$ — полная работа, затраченная маятником (правее точки b на рис. 98 $A_{\text{п}} = A_{\text{н}}$);

$A_{\text{упр}}$ — работа, пошедшая на упругую деформацию (отрезок Oa , отсекаемый восходящей прямой ab на оси абсцисс);

$A_{\text{пл}}$ — работа, затраченная на пластическую деформацию.

Температуры, ниже которых $A_{\text{разр}}$ материала близки к нулю, опасны для его практического использования, поскольку возникшая по какой-либо причине трещина может легко самопроизвольно развиваться, не требуя для своего роста почти никакой подводимой извне энергии.

Полную работу $A_{\text{п}}$ (или ударную вязкость $a_{\text{в}}$) можно разделить на составляющие, которые определяют работу зарождения и работу распространения трещины. Для этого при заданной температуре производят испытания нескольких образцов при двукратном приложении ударной нагрузки. Первый удар наносят маятником, поднятым на заведомо меньший угол, чем необходимо для полного разрушения. При этом вблизи надреза зарождается трещина. Затем наносят второй, разрушающий образец, удар, подняв маятник на высоту, используемую при стандартных испытаниях, фиксируют величину ударной вязкости $a_{\text{н}}$ и измеряют глубину полученной при первом ударе трещины l , например с помощью 10%-ного щелочного раствора двухлористой меди, который окрашивает трещину вследствие осаждения на ее поверхности слоя меди. Исходя из того, что при втором ударе работа, пропорциональная $a_{\text{н}}$, расходуется только на распространение трещины, строят диаграмму в координатах длина трещины $l - a$ ($a = a_{\text{в}} - a_{\text{н}}$), где $a_{\text{н}}$ — стандартная ударная вязкость, определенная в результате однократного удара (рис. 99). Точка пересечения прямой $l - a$ с осью абсцисс дает величину a_3 , пропорциональную работе зарождения трещины, а разность $a_{\text{н}} - a_3 = a_{\text{р}}$ — долю ударной вязкости, приходящуюся на распространение трещины.

Автор изложенного метода Отани показал, что работа распространения трещины не меняется при изменении остроты надреза и становится ничтожно малой при температурах, более высоких, чем обычная $t_{кр}$, когда ударная вязкость еще достаточно высока. Следовательно, большая величина a_H не гарантирует вязкого разрушения. В реальных условиях материал может оказаться хрупким, так как энергия распространения в нем трещины близка к нулю.

Разделение ударной вязкости на две составляющие — a_3 и a_p — можно осуществить и в результате построения зависимости a_H от радиуса кривизны надреза r . Действие очень острого надреза аналогично действию зародышевой трещины. Поэтому при значениях радиуса закругления надреза, меньших какого-то критического, величина ударной вязкости будет постоянна. В координатах $a_H - \sqrt{r}$ эта зависимость будет иметь вид, схематично показанный на рис. 100. Постоянный уровень



Рис. 99. Схема разделения ударной вязкости на составляющие (Отани)

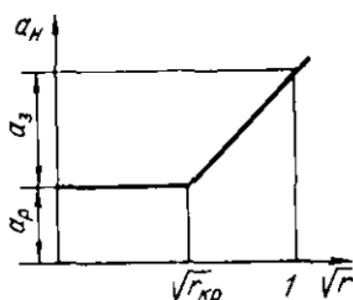


Рис. 100. Схема зависимости ударной вязкости от радиуса надреза r

значений ударной вязкости при $r < r_{кр}$ соответствует a_p , пропорциональной работе распространения трещины, а величина $a_3 = a_H - a_p$.

Описанные выше нестандартные методы ударных испытаний на изгиб наглядно демонстрируют сильное влияние трещин на результаты определения динамических свойств. Учитывая этот факт, а также большую вероятность наличия трещин в реальных конструкциях, важно разработать такую методику, которая бы позволяла проводить испытания образцов с заранее внесенной в них трещиной. Такие методики усиленно опробуются в последние годы. Уже довольно широко распрост-

ранен, например, предложенный Б. А. Дроздовским метод испытания на динамический изгиб образцов с предварительно созданной усталостной трещиной. Рекомендуемые образцы должны иметь длину 60 мм и сечение 10×11 или меньше (в зависимости от толщины заготовки, из которой они вырезаются). Механический надрез делают треугольным с углом при вершине 45° и радиусом закругления 0,1 мм. Глубина надреза 1,5 мм. Такую же длину должна иметь усталостная трещина, которую создают на установках для циклического нагружения, работающих по схеме изгиба. Такие образцы испытывают на обычном маятниковом копре, причем определяемую здесь работу (и величину ударной вязкости $a_{T, y}$) можно считать полностью затраченной только на распространение трещины.

Различные методы оценки ударной вязкости дают разные температурные области перехода из хрупкого состояния в пластичное. На рис. 101 на примере армко-

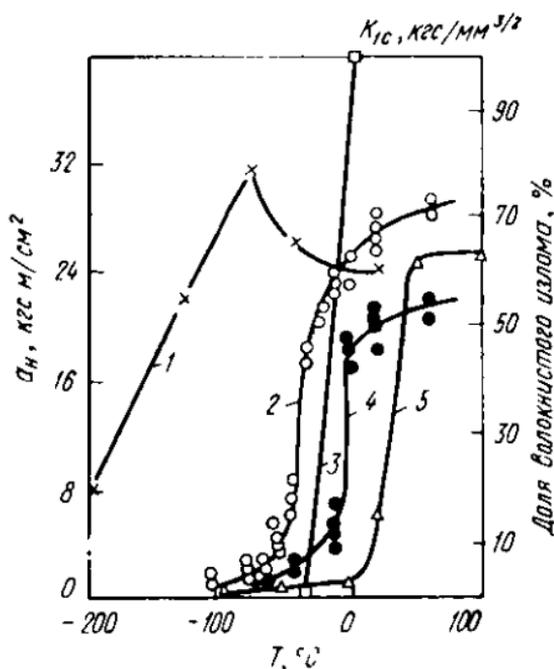


Рис. 101. Температурные зависимости различных критериев хрупкости армко-железа (В. С. Иванова и др.):

1 — статическое растяжение образцов с острым надрезом (K_{1c}); 2 — стандартное испытание на ударную вязкость; 3 — доля волокнистого излома; 4 — сопротивление распространению трещины по Отани; 5 — ударное растяжение образцов с надрезом

железа сопоставлены температурные зависимости различных критериев, определяющих склонность к хрупкому разрушению: вязкости разрушения K_{Ic} при статическом растяжении образца с надрезом (кривая 1), ударной вязкости a_n (кривая 2), доли волокнистого излома (кривая 3), работы распространения трещины по Отани (кривая 4), работы разрушения при динамическом растяжении цилиндрического образца с кольцевым надрезом (кривая 5). Наиболее низкие значения T_{xp} получают при использовании статического растяжения образца с надрезом (кривая 1), наиболее высокие — когда оценивается работа распространения трещины при ударном нагружении (кривые 4 и 5).

3. ДИНАМИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ НА РАСТЯЖЕНИЕ, СЖАТИЕ И КРУЧЕНИЕ

Нестандартные ударные испытания по различным схемам, кроме изгиба, применяются редко, хотя в определенных случаях могут иметь важное значение. Такие испытания необходимы, в частности, для оценки поведения металлов и сплавов в соответствующих условиях эксплуатации или обработки давлением.

Динамическое растяжение

Испытания проводят на вертикальных или обычных маятниковых копрах с помощью специального приспособления (рис. 102). Цилиндрический образец 3 с диаметром рабочей части 6—15 мм и резьбовыми головками одним концом ввинчивают в тело маятника 5, а другим — в поперечину 4. Падающий вместе с образцом и поперечиной маятник проходит между упорами 2, жестко скрепленными с опорами 1 копра, а поперечина ударяется об эти упоры и образец, продолжая двигаться с маятником, растягивается и разрушается.

В результате испытания определяют полную работу деформации и разрушения A и удельную работу

$$a = A/V, \quad (124)$$

где V — объем рабочей части образца.

Для оценки склонности к хрупкому разрушению используется предложенный В. Г. Кудряшовым и В. С. Ивановой метод динамического растяжения цилиндрическо-

го образца с кольцевым надрезом, уменьшающим площадь сечения вдвое ($d_n/d_0=0,7$, где d_n — диаметр в надрезе). Диаметр рекомендуемого образца с резьбой на концах $d_0=8$ и общая длина 50 мм. Надрез имеет треугольное сечение с углом раскрытия 45 или 60°. Радиус закругления дна надреза r должен быть меньше критического, т. е. его дальнейшее уменьшение не должно уменьшать работу A . Для мягких сталей, например, $r < 0,03$ мм, а для высокопрочных надрез должен заканчиваться усталостной трещиной. При такой геометрии надреза обеспечиваются условия для распространения трещины в условиях плоской деформации. Определяемая в результате работы A — это работа разрушения; она практически полностью затрачивается на распространение трещины. Это испытание является одним из наиболее жестких, что следует из рис. 101.

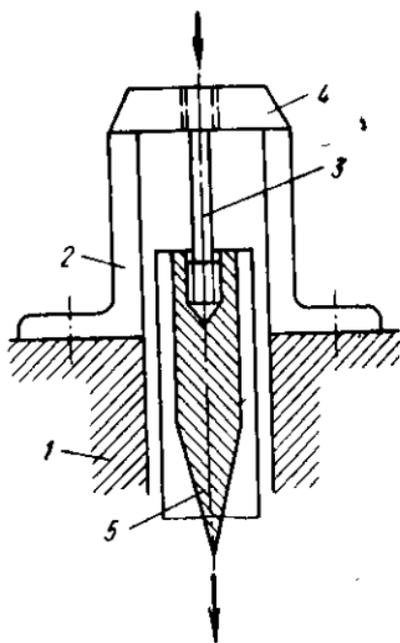


Рис. 102. Схема приспособления для ударного растяжения на маятниковом копре: 1 — опоры копра; 2 — упоры; 3 — образец; 4 — поперечина; 5 — тело маятника

Динамическое сжатие

Этот вид испытаний используется как технологическая проба для оценки сопротивления деформации и пластичности при обработке давлением. Скорости нагружения и деформации при прокатке, ковке, волочении имеют тот же порядок величины, что и при динамических испытаниях. Схема сжатия лучше всего имитирует напряженное состояние в этих видах обработки и поэтому часто используется в ударной технологической пробе.

Образцы обычно имеют цилиндрическую форму с отношением высоты к диаметру $h_0/d_0 \leq 2$. Их осадку при комнатной или повышенных температурах производят на вертикальных копрах, определяя в результате испытания

различные показатели. Среднее истинное сопротивление деформации рассчитывают по формуле

$$S_{\text{ср}} = \frac{A}{V} \cdot \frac{1}{e_{\text{сж}}}, \quad (125)$$

где A — полная работа деформации;

V — объем образца;

$e_{\text{сж}}$ — истинное относительное укорочение — см. формулу (94).

Часто определяют число ударов, которое может выдержать образец, не разрушаясь. Могут быть определены также обычные для испытаний на сжатие характеристики пластичности — относительное укорочение и расширение.

Динамическое кручение

Динамическое кручение цилиндрических образцов без надреза — относительно мягкое испытание. Проводится оно в исследовательских целях для определения работы деформации и разрушения A . Испытания проводят на специальных крутильных копрах. Схема одного из них — типа РК-150 — приведена на рис. 103.

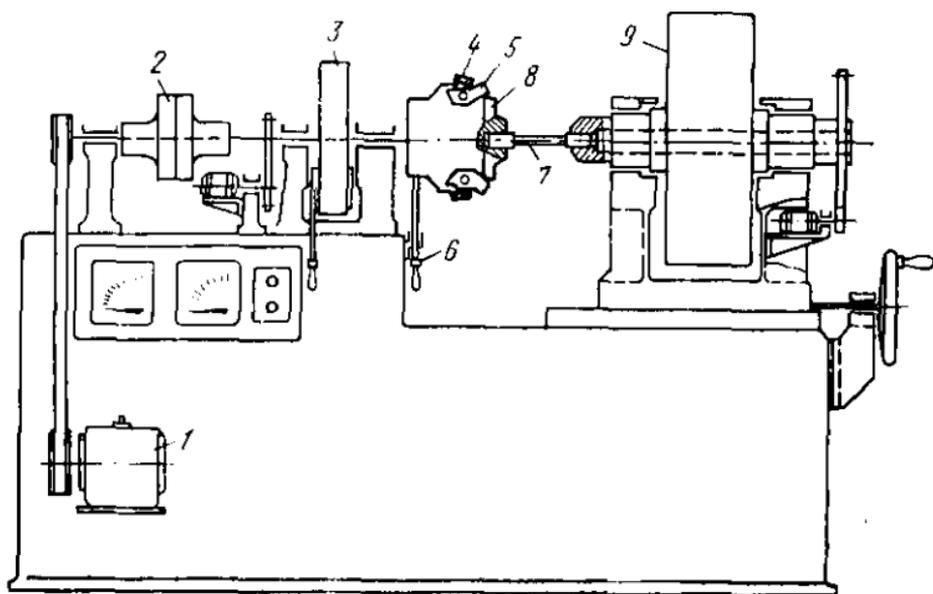


Рис. 103. Схема крутильного копра РК-150

Левая головка образца 7 крепится в планшайбе 8, правая — в захвате, соединенном с баллистическим маховиком 9. Электродвигатель 1 через ременную передачу вращает рабочий маховик 3 и левый захват с ударными бойками 5. По достижении заданного числа оборотов маховик 3 отключается от двигателя фрикционной муфтой 2. Сразу же после этого рукояткой 6 освобождаются ударные бойки 5, которые удерживались рычагами 4. Эти бойки сцепляются с планшайбой 8 и запас энергии рабочего маховика передается образцу, который динамически скручивается и разрушается.

Работу деформации и разрушения определяют по формуле

$$A = I \omega_0 \omega_1, \quad (126)$$

где I — момент инерции баллистического маховика;
 ω_0 — его угловая скорость;
 ω_1 — угловая скорость рабочего маховика в момент удара.

Угловые скорости

$$\omega = \frac{\pi n}{60}, \quad (127)$$

где n — число оборотов маховика в минуту.

Динамические испытания при сверхвысоких скоростях

Высокоскоростное деформирование металлов становится все более важным технологическим процессом. Использование взрывной штамповки, экструзии и других схем дает значительный технический и экономический эффект. Скорости деформации в этих процессах составляют уже 10^4 — 10^5 с⁻¹, т. е. на 2—3 порядка больше, чем в стандартных испытаниях на ударный изгиб. Сверхвысокие скорости деформации реализуются и в условиях службы некоторых металлических изделий, в частности военной техники. Поэтому необходима постановка специальных испытаний, способных выявить свойства металлических материалов в условиях сверхвысокой скорости деформации.

Для проведения таких испытаний используют специальные копры — ротационные и пневматические. В ротационном копре рабочий диск с ударным бойком вращается с большой скоростью (до 300 м/с) и после разгона производит удар по образцу.

Схема одного из пневматических копров показана на рис. 104. Станина представляет собой толстостенный цилиндр 1. В правой его части располагается пневматическая пушка, состоящая из трубы 10,

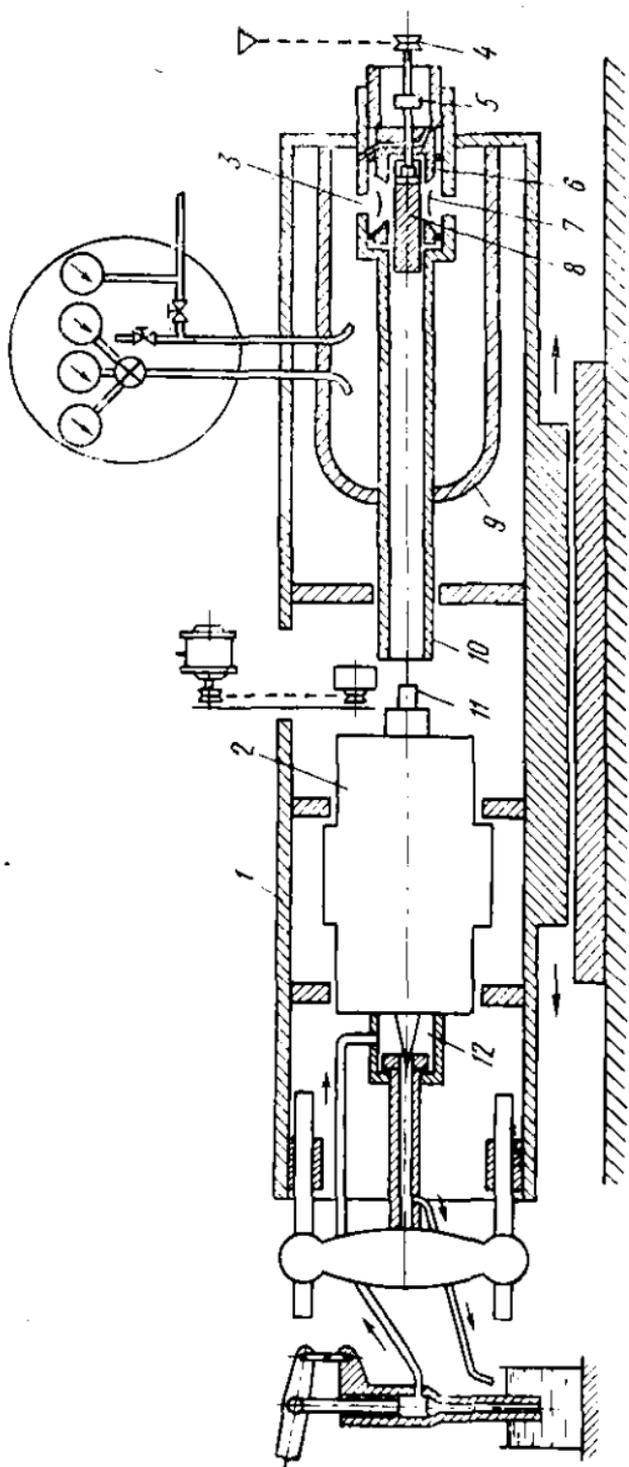


Рис. 104. Схема высокоскоростного пневматического копра

баллона 9 высокого давления (до 200 ат)* со сжатым воздухом и пускового механизма 4. Слева внутри цилиндра установлена наковальня 2, к которой крепится образец 11. Масляный демпфер 12, в который упирается наковальня, смягчает удар, наносимый по образцу бойком 8. Боек вставляется в гильзу 6, закрывая имеющиеся там окна 3 и 7 для выхода воздуха. Под действием пружины фиксатор 5 удерживает боек, одновременно перекрывая обводной канал. Для производства «выстрела» поворачивают фиксатор на 180 градусов, он освобождает боек, и воздух из баллона получает возможность попасть в обводной канал. Под давлением воздуха боек начинает перемещаться, открывает окна гильзы и через них в трубу устремляется сжатый воздух. В результате боек приобретает скорость до 300 м/с, с которой и врезается в образец.

В таком копре возможно проведение испытаний по схемам сжатия, растяжения и изгиба. В результате этих испытаний определяют полную работу деформации и разрушения, а также характеристики пластичности, обычные для соответствующих схем нагружения.

Список литературы

1. Эпштейн Г. Н., Кайбышев О. А. Высокоскоростная деформация и структура металлов. М., «Металлургия», 1971. 200 с. с ил.
2. Усталость и хрупкость металлических материалов. М., «Наука», 1968. 215 с. с ил. Авт.: В. С. Иванова, С. Е. Гуревич, И. М. Копьев.
3. Тимошук Л. Т. Механические испытания металлов. М., «Металлургия», 1971. 224 с. с ил.
4. Дондик И. Г. Механические испытания металлов. Киев, Изд-во АН УССР, 1962. 227 с. с ил.

Глава VII

ИСПЫТАНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ

Под твердостью понимается свойство поверхностного слоя материала оказывать сопротивление упругой и пластической деформации или разрушению при местных контактных воздействиях со стороны другого, более твердого и не получающего остаточной деформации тела (индентора) определенной формы и размера. Эта формулировка пригодна не для всех существующих методов оценки твердости. Разнообразие этих методов и разный физический смысл чисел твердости затрудняет выработку общего определения твердости как механического

* 1 ат $\approx 10^5$ Па.

свойства. В разных методах и при различных условиях проведения испытания числа твердости могут характеризовать упругие свойства, сопротивление малым или большим пластическим деформациям, сопротивление материала разрушению.

По широте применения испытания на твердость, особенно при комнатной температуре, конкурируют с наиболее распространенными испытаниями на статическое растяжение. Это объясняется простотой и высокой производительностью, отсутствием разрушения образца, возможностью оценки свойств отдельных структурных составляющих и тонких слоев на малой площади, легко устанавливаемой связью результатов определения твердости с данными других испытаний. При измерении твердости в поверхностном слое образца под индентором возникает сложное напряженное состояние, близкое к объемному сжатию, которое характеризуется наибольшим коэффициентом мягкости ($\alpha > 2$) по сравнению с другими видами механических испытаний. Поэтому здесь возможны получение «пластических» состояний и оценка твердости практически любых, в том числе и весьма хрупких металлических материалов.

Существующие методы измерения твердости значительно отличаются друг от друга по форме применяемого индентора, условиям приложения нагрузки и способу расчета чисел твердости. Выбор метода определения твердости зависит от различных факторов: твердости материала образца (детали), его размеров, толщины слоя, твердость которого надо измерить и т. д.

Способы определения твердости делят на статические и динамические — в зависимости от скорости приложения нагрузки, а по способу ее приложения — на методы вдавливания и царапания. Наиболее распространены методы определения твердости, в которых используется статическое вдавливание индентора нормально поверхности образца.

Во всех методах испытания на твердость очень важно правильно подготовить поверхностный слой образца. Он должен по возможности полно характеризовать тот материал, твердость которого необходимо определить. Все поверхностные дефекты (окалина, выбоины, вмятины, грубые риски и т. д.) должны быть удалены. Требования к качеству испытываемой поверхности зависят от применяемого индентора и величины прилагаемой нагрузки. Чем

меньше глубина вдавливания индентора, тем выше должна быть чистота поверхности и тем более строго нужно следить за тем, чтобы свойства поверхностного слоя не изменились вследствие наклепа или разогрева при шлифовании и полировке.

Нагрузка должна прилагаться по оси вдавливаемого индентора перпендикулярно к испытываемой поверхности. Для соблюдения этого условия плоскость испытываемой поверхности образца должна быть строго параллельна опорной поверхности. Неплоские образцы крепят на специальных опорных столиках, входящих в комплект твердомеров.

Результаты испытаний на твердость зависят от продолжительности приложения нагрузки к вдавливаемому индентору и продолжительности выдержки под нагрузкой. При постоянной нагрузке P линейный размер отпечатка

$$d = b \tau^n, \quad (128)$$

где τ — время выдержки индентора под нагрузкой;
 b, n — коэффициенты, зависящие от свойств материала и величины P .

В зависимости от τ различают кратковременную и длительную твердость. В стандартных методах определяют кратковременную твердость при комнатной температуре. Здесь обычно $\tau = 10 \div 30$ с. Длительная твердость оценивается при повышенных температурах и используется как характеристика жаропрочности материала.

При определении твердости всеми методами (кроме микротвердости) измеряют суммарное сопротивление металла внедрению в него индентора, усредняющее твердость всех имеющихся структурных составляющих. Поэтому получающийся после снятия нагрузки отпечаток должен быть по размеру значительно больше размеров зерен отдельных структурных составляющих (диаметр или длина диагонали отпечатков при измерении твердости меняется от 0,1—0,2 до нескольких миллиметров). Неизбежные различия в структуре разных участков образца приводят к разбросу значений твердости, который тем больше, чем меньше размер отпечатка.

1. ТВЕРДОСТЬ ПО БРИНЕЛЛЮ

При стандартном (ГОСТ 9012—59) измерении твердости по Бринеллю стальной шарик диаметром D вдавливают в испытываемый образец под нагрузкой P , прило-

женной в течение определенного времени, и после снятия нагрузки измеряют диаметр d оставшегося на поверхности образца отпечатка (рис. 105).

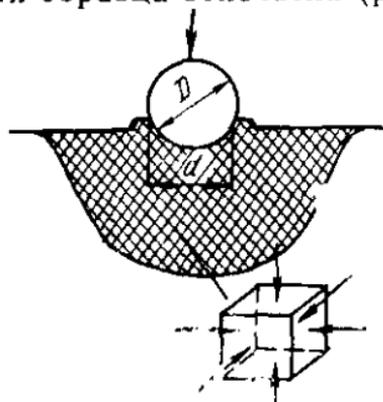


Рис. 105. Схема напряженного состояния в зоне пластической деформации (заштрихована) при определении твердости по Бринеллю

В поверхностном слое под индентором идет интенсивная пластическая деформация (рис. 105), а диаметр отпечатка получается тем меньше, чем выше сопротивление материала образца деформации, производимой индентором. Число твердости по Бринеллю (HB) есть отношение нагрузки P , действующей на шаровой индентор диаметром D , к площади F шаровой поверхности отпечатка:

$$\begin{aligned}
 HB &= \frac{P}{F} = \frac{P}{\frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})} = \\
 &= \frac{P}{D^2} \left[\frac{\frac{2}{\pi}}{1 - \sqrt{1 - \left(\frac{d}{D}\right)^2}} \right]. \quad (129)
 \end{aligned}$$

Площадь отпечатка может быть определена и по глубине вдавливания индентора h :

$$F = \pi D h. \quad (130)$$

Число твердости имеет размерность напряжения (кгс/мм²), однако в соответствии со стандартом она не пишется. При определении твердости HB шариком с $D=10$ мм под нагрузкой $P=3000$ кгс и времени выдержки $\tau=10$ с число твердости записывают так: $HB400$, $HB250$, $HB500$ и т. д. При использовании других условий испытания индекс HB дополняют цифрами, указывающими диаметр использованного шарика (мм), нагрузку (кгс) и продолжительность выдержки (с). Например, $HB 5/750/30-350$ это число твердости по Бринеллю (350), полученное при вдавливании шарика с $D=5$ мм нагрузкой $P=750$ кгс в течение $\tau=30$ с.

При определении твердости по Бринеллю используют шаровые инденторы одного из трех диаметров — 2,5; 5 или 10 мм. Их изготавливают из стали с твердостью не менее 850 кгс/мм². С помощью метода Бринелля можно испытывать материалы с твердостью от *HB8* до *HB450*. При большей твердости образца шарик-индентор точно деформируется на величину, превышающую стандартизованный допуск.

Минимальная толщина испытуемого образца должна быть не меньше 10-кратной глубины отпечатка. При известной *HB* примерная глубина отпечатка $h = \frac{P}{\pi D HB}$.

Поверхность образца должна быть отшлифована так, чтобы края отпечатка были достаточно отчетливы для измерения его диаметра с требуемой точностью (0,01—0,05 мм). Эти измерения проводят либо на инструментальных микроскопах, либо с помощью измерительной лупы. Величина *d* обычно весьма велика (несколько мм) по сравнению с размером отпечатка при других методах определения твердости. Это позволяет получать достоверные средние значения *HB* по 3—5 отпечаткам. Расстояние от центра отпечатка до края образца должно быть не менее 2,5 *d*, а расстояние между центрами двух соседних отпечатков — не менее 4*d* (для металлов с *HB* < 35 соответственно 3*d* и 6*d*).

Из формулы (129) следует, что для получения одинаковых значений *HB* одного и того же образца при использовании шариков разного диаметра необходимо постоянство отношений *P/D*² и *d/D*. Это условие геометрического подобия отпечатков при использовании шарового индентора. Однако на практике такого постоянства добиться невозможно. Отношение *d/D* поддерживают в пределах 0,2—0,6. Для получения отпечатка оптимальных размеров необходимо правильно подобрать соотношение между нагрузкой и диаметром шарика. В зависимости от твердости материала величина *P/D*² должна быть равной 30 (при *HB* > 130), 10 (*HB* 35—130) или 2,5 (*HB* < 35). Рекомендуемое время выдержки образца под нагрузкой для сталей 10 с, для цветных металлов и сплавов 30 (при *P/D*² = 10 и 30) или 60 с (при *P/D*² = 2,5). Зная заданные при испытании *P* и *D* и измерив *d*, находят число твердости *HB* по стандартным таблицам.

Для определения твердости по Бринеллю применяют

специальные приборы. На рис. 106 показана схема одного из них — типа ТШ-2, широко используемого в лабораторной практике.

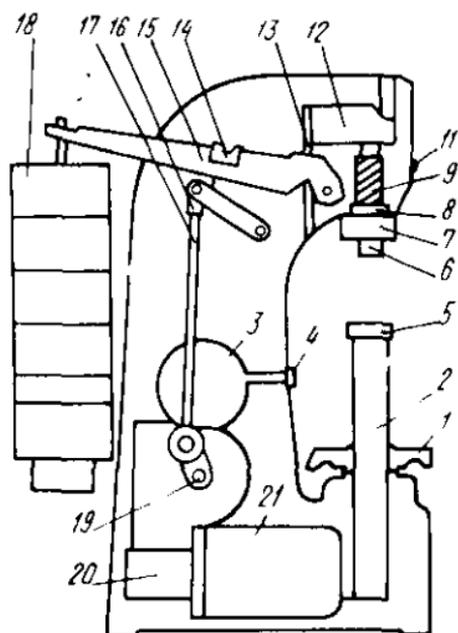


Рис. 106. Схема прибора ТШ-2 для определения твердости по Бринеллю: 1 — маховик; 2 — подъемный винт; 3 — шкала для задания времени выдержки под нагрузкой; 4 — кнопка-включатель; 5 — опорный столик; 6 — шпindel для индентора; 7 — упорный чехол; 8 — втулка; 9 — пружина; 10 — шпindel; 11 — сигнальная лампа; 12, 15 — рычаги; 13 — серьга; 14 — микропереключатель; 15 — рычаг; 16 — вилка; 17 — шатун; 18 — грузы; 19 — кривошип; 20 — редуктор; 21 — электродвигатель

Прибор смонтирован в массивной станине. На подъемном винте 2, перемещающемся при вращении маховика 1, устанавливаются сменные опорные столбики 5 для испытуемых образцов. В верхней части станины расположен шпindel 6, в который вставляют сменные наконечники с шариками разных диаметров. Шпindel опирается на пружину 9, предназначенную для приложения к образцу предварительной нагрузки 100 кгс для устранения смещений образца во время испытания. Основная нагрузка прилагается через систему рычагов. На длинном плече основного рычага 15 размещена подвеска, на которую накладываются сменные грузы 18. Комбинированной грузами можно задать нагрузки от 62,5 до 3000 кгс. Вращение вала электродвигателя 21 посредством червячной передачи сообщается шатуну 19, он опускается и нагрузка передается на шпindel прибора. Продолжительность испытания задается передвижным упором. Когда шатун доходит до него, срабатывает концевой переключатель и электродвигатель начинает вращаться в обратную сторону,

вследствие чего шатун вновь поднимается и нагрузка снимается со шпинделя. По возвращении шатуна в исходное положение электродвигатель автоматически выключается.

Порядок работы на приборе следующий. Сначала выбирают диаметр шарика и величину нагрузки. Закрепляют наконечник с нужным шариком в шпинделе установочным винтом. На подвеску накладывают требуемое количество сменных грузов. Затем испытуемый образец устанавливают на столик и, вращая маховик, поднимают и прижимают его к шаровому индентору до совмещения рисок на наконечнике, в который вставлен шарик. Нажав кнопку, приводят в движение электродвигатель. По окончании испытания вращением маховика в обратную сторону опускают столик, снимают образец, измеряют диаметр отпечатка и определяют число твердости.

Основной недостаток метода Бринелля — отсутствие геометрического подобия отпечатков. Это делает не-

строгим количественное сопоставление чисел твердости разных материалов, полученных при разных значениях отношения d/D . Для устранения этого недостатка Мейер предложил определять число твердости как отношение нагрузки к площади проекции отпечатка с учетом зависимости величины нагрузки от диаметра отпечатка:

$$P = a d^n, \quad (131)$$

где a и n — константы материала.

Следовательно, число твердости по Мейеру

$$HM = \frac{P}{\frac{\pi d^2}{4}} = \frac{4a}{\pi} d^{n-2}. \quad (132)$$

Из формулы (131) следует, что если $d=1$ мм, то $P=a$. Таким образом, константа a равна силе вдавливания шарика, когда диаметр его отпечатка равен 1 мм. Величина a зависит от материала образца и диаметра шарика D . С увеличением D глубина отпечатка уменьшается, следовательно уменьшается объем «вытесненного» шариком металла и сила вдавливания $P=a$. Константа n не зависит от D и определяется в основном степенью деформационного упрочнения. Определение a и n достаточно трудоемко, поэтому число твердости по Мейеру не получило большого распространения. В связи с этим разрабатываются другие способы оценки числа твердости при вдавливании шарового индентора.

М. С. Дрозд предложил новое число твердости, основанное на закономерностях изменения размеров отпечатка от величины нагрузки. При статическом вдавливании шарика в плоскую поверхность достаточно большого металлического образца сначала происходит чисто упругая деформация. На этой стадии теория упругости дает следующую зависимость глубины вдавливания h_y от нагрузки P :

$$h_y = 1,77 k_1 \sqrt[3]{\frac{P^2}{R(k_1 + k_2)}}, \quad (133)$$

где

$$k_1 = \frac{1 - \nu_1^2}{\pi E_1}, \quad k_2 = \frac{1 - \nu_2^2}{\pi E_2};$$

ν_1, ν_2 ,
 E_1, E_2 — коэффициенты Пуассона и модули Юнга материалов образца и шарика соответственно;

R — радиус индентора.

Формула (133), таким образом, определяет вид диаграммы упругого вдавливания шарика $P - h$.

По достижении глубины вдавливания, примерно равной половине радиуса площади контакта шарика с образцом, начинается пластическая деформация, развивающаяся при увеличении P и h . Снятие нагрузки после любой деформации сопровождается упругим восстановлением отпечатка W . Оно особенно велико по оси вдавливания.

В результате измеряемые в обычных испытаниях остаточные размеры отпечатка h и d значительно (на 12—25%) меньше, чем у невосстановленного отпечатка. Величина упругого восстановления

$$W = h_{\text{п}} - h_{\text{ост}},$$

где $h_{\text{п}}$ — полная глубина вдавливания индентора;

$h_{\text{ост}}$ — глубина восстановленного отпечатка.

Чем больше нагрузка на индентор, тем менее значительна доля W от $h_{\text{п}}$.

На стадии пластической деформации характер зависимости $P - h$ аналитически не установлен. Экспериментально показано, что с увеличением нагрузки на индентор глубина восстановленного отпечатка $h_{\text{ост}}$ растет линейно (рис. 107). Точка при $h_{\text{ост}} = 0$ соответствует

нагрузке P_s , по достижении которой в центре отпечатка только начинается пластическая деформация. Величина этой нагрузки определяется пределом текучести (упругости) материала и соответствует ему по своему физическому смыслу.

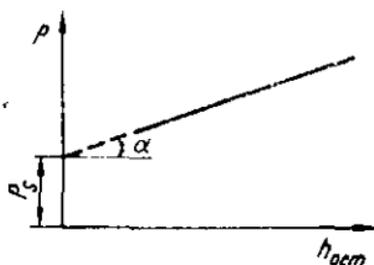


Рис. 107. Диаграмма пластического вдавливания шарового индентора

Для дальнейшего развития пластической деформации (углубления отпечатка

после его упругого восстановления) необходимо повышение нагрузки относительно P_s . Это есть проявление деформационного упрочнения. Диаграмма $P - h_{\text{ост}}$ в определенной мере аналогична диаграммам деформации, которые получают при статических испытаниях, с той лишь разницей, что она строится не в процессе постепенного вдавливания шарика возрастающей силой, а по результатам отдельных испытаний с использованием раз-

ных нагрузок. Тем не менее наклон прямой $P - h_{\text{ост}}$ характеризует коэффициент деформационного упрочнения материала

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{P - P_s}{h_{\text{ост}}} . \quad (134)$$

Если перестроить теперь «первичную» диаграмму вдавливания в координатах $P - \pi Dh_{\text{ост}}$ (примерная площадь восстановленного отпечатка) или $P - Dh_{\text{ост}}$, то для данного материала при использовании разных шариков получим серию параллельных прямых, отличающихся по уровню нагрузок на величину P_s (рис. 108, а). Прямые, относящиеся к разным материа-

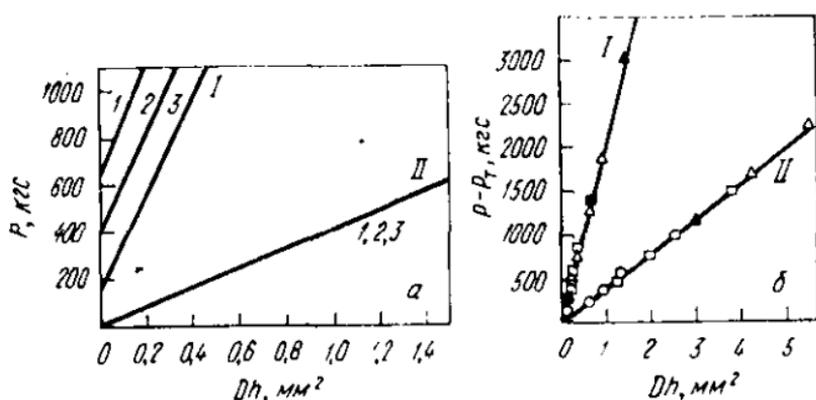


Рис. 108. Зависимость силы вдавливания P (а) и величины $(P - P_s)$ (б) от Dh (М. С. Дрозд). Диаметр шарика 20 (1), 15 (2) и 10 мм (3);

I — сталь 18ХНВА после закалки и отпуска; II — армо-железо после нормализации

лам, отличаются наклоном — коэффициентом деформационного упрочнения. Естественно, что в координатах $(P - P_s) - Dh_{\text{ост}}$ для каждого материала при любом диаметре шарика получается одна прямая, выходящая из начала координат (рис. 108, б).

На основе рассмотренных закономерностей было предложено новое число твердости

$$HB_d = \frac{P - P_s}{\pi D h_{\text{ост}}} , \quad (135)$$

которое является характеристикой коэффициента деформационного упрочнения материала и не зависит от условий испытания. Для экспериментального определения

HV_d необходимо, кроме измерения $h_{ост}$ после вдавливания шарика какой-то силой P , построить графическую зависимость P от $h_{ост}$ (см. рис. 107), чтобы оценить P_s . Учитывая линейность зависимости $P - h_{ост}$, можно ограничиться двумя замерами $h_{ост}$ при произвольных значениях нагрузки и рассчитать HV_d , подставив эти значения вместо P и P_s в формулу (135).

Несмотря на ряд очевидных преимуществ, новое число твердости еще не получило широкого распространения в массовых испытаниях. Величина HV остается основной характеристикой твердости при статическом вдавливании шарового индентора. Для достаточно пластичных материалов ее физический смысл соответствует условному пределу прочности при растяжении. Для многих металлов и сплавов между HV и σ_b существует линейная связь: $\sigma_b = xHV$. Коэффициент пропорциональности x тем больше, чем меньше степень равномерной деформации. Он зависит также от упругих констант материала. Величина x для большинства деформируемых алюминиевых сплавов примерно постоянна и близка к 0,25, для сталей $x \approx 0,35$, для меди $\sim 0,48$, и т. д.

У малопластичных металлов и сплавов корреляция HV и σ_b может отсутствовать: высокой твердости часто сопутствует низкий предел прочности. Это вполне естественно, если учесть совершенно разный физический смысл этих характеристик для хрупких материалов. Предел прочности таких материалов близок к истинному сопротивлению разрушению, а HV остается критерием сопротивляемости значительной пластической деформации в условиях более мягкой схемы напряженного состояния.

2. ТВЕРДОСТЬ ПО ВИККЕРСУ

Этот метод — второй по распространенности после метода Бринелля. При стандартном измерении твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999—59) в поверхность образца вдавливают алмазный индентор в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине $\alpha \approx 136^\circ$. После удаления нагрузки P , действовавшей определенное время (10—15 для черных или 30 с для цветных металлов), измеряют диагональ отпечатка d , оставшегося на поверхности образца. Число твердости HV (записываемое без размерности, например, $HV 230$) определяют делением

нагрузки в килограммах на площадь боковой поверхности полученного пирамидального отпечатка

$$\left(F = \frac{d^2}{2} \cdot \frac{1}{\sin \alpha/2} \text{ [мм}^2\text{]} \right):$$

$$HV = \frac{2P \sin \alpha/2}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} \text{ [кгс/мм}^2\text{]}. \quad (136)$$

Таким образом, в результате испытания измеряют только диагональ d восстановленного отпечатка. Зная использованную нагрузку P , можно найти число твердости по специальным таблицам, составленным с использованием формулы (136).

Относительно небольшие нагрузки и малая глубина вдавливания индентора обуславливают необходимость более тщательной подготовки поверхности, чем в случае измерения твердости по Бринеллю. Образцы для замера твердости HV должны быть, как правило, отполированы и их поверхность должна быть свободна от наклепа.

Минимальная толщина испытываемого образца должна превышать диагональ отпечатка в 1,2 (для сталей) или в 1,5 раза (для цветных металлов и сплавов). Расстояние между центром отпечатка и краем образца или краем соседнего отпечатка принимают не менее $2,5 d$. Обычно $d < 1$ мм, т. е. размеры отпечатка при определении твердости по Виккерсу, как правило, значительно меньше, чем в методе Бринелля. При грубой структуре образца это может вызвать больший разброс значений HV в разных точках образца по сравнению с разбросом HB . Для получения достоверных средних значений HV приходится делать на каждом образце не менее 5—10 замеров.

Схема прибора марки ТП для измерения твердости по Виккерсу показана на рис. 109. Прибор смонтирован на станине 1. Образец помещают на опорный столик 5. Нагрузка прилагается к индентору 6 через установленный на призмах 11 рычаг 12 (с отношением плеч 1:25) и промежуточный шпиндель 9, постоянно прижатый двумя пружинами к призме рычага. В спокойном состоянии рычаг 12 опирается на штырь 13. На длинном плече рычага имеется подвеска 14 для установки сменных грузов 15. Рычаг с подвеской без сменных грузов дает минимальную нагрузку 5 кгс. Шпиндель 8 с индентором и измерительный микроскоп 10 смонтированы на поворотной головке. Ее поворот производится рукояткой 7. После установки образца на стол твердомера совмещают перекрестие окуляра микроскопа с тем местом на образце, твердость которого необходимо измерить. Наводка на резкость производится перемещением подъемного винта 4 маховичком 3. Затем рукояткой 7 поворотную головку устанавливают так, чтобы индентор оказался над образцом. При этом ось шпин-

деля 8 совмещается с осью промежуточного шпинделя 9. Подъемный винт 4 поднимают вверх до упора в торец защитного колпачка индентора. Затем с помощью рукоятки 23 взводится механизм грузо-

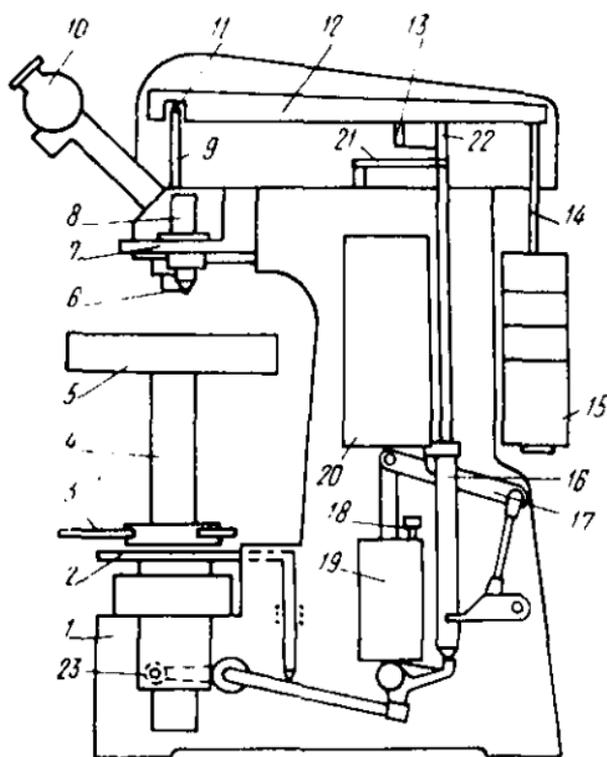


Рис. 109. Схема прибора ТП для определения твердости по Виккерсу

вого привода и производится его включение нажатием на педаль 2. При этом ломаный рычаг 17 выходит из мертвого положения и пустотелый шпиндель 16, связанный с масляным амортизатором 19, опускается вниз. Движение поршня амортизатора с укрепленным на нем грузом 20 вызывает опускание лодъемного штоля 13, на котором лежит грузовой рычаг прибора. После того как штырь 13 опустится, рычаги 21, 22 вновь поднимут его, снимая таким образом приложенную нагрузку. Продолжительность выдержки под нагрузкой регулируется в пределах 10—30 с винтом 18 на крышке масляного амортизатора. Пока образец находится под нагрузкой, горит сигнальная лампочка, расположенная в верхней части передней панели твердомера.

После снятия нагрузки поворотную головку вновь переводят в такое положение, чтобы полученный отпечаток оказался в поле зрения микроскопа. Затем с помощью барабанчика окуляр-микрометра производят замер длины диагонали отпечатка. Для повышения точности этих замеров модернизированный прибор ТП-2 снабжен экраном, на который проектируется в увеличенном масштабе изображение отпечатка и линий измерительного микроскопа.

Физический смысл числа твердости по Виккерсу аналогичен HV . Величина HV тоже является усредненным условным напряжением в зоне контакта индентор — образец и характеризует обычно сопротивление материала значительной пластической деформации.

Числа HV и HB близки по абсолютной величине. Это обусловлено равенством угла при вершине пирамиды углу между касательными к шарикку для случая «идеального» отпечатка с $d=0,375 D$. Однако $HB \approx HV$ только до $HV 400-450$. Выше этих значений метод Бригелля дает искаженные результаты из-за остаточной деформации стального шарика. Алмазная же пирамида в методе Виккерса позволяет определять твердость практически любых металлических материалов. Еще более важное преимущество этого метода — геометрическое подобие отпечатков при любых нагрузках. Величина показателя степени n в уравнении Мейера (131) постоянна и равна 2. В результате возможно строгое количественное сопоставление чисел твердости HV любых материалов, испытанных при различных нагрузках.

3. ТВЕРДОСТЬ ПО РОКВЕЛЛУ

При измерении твердости по Роквеллу индентор — алмазный конус с углом при вершине 120° и радиусом закругления 0,2 мм или стальной шарик диаметром 1,5875 мм (1/16 дюйма) — вдавливаются в образец под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок: предварительной P_0 и общей P

$$P = P_0 + P_1, \quad (137)$$

где P_1 — основная нагрузка.

Число твердости по Роквеллу измеряют в условных единицах и оно является мерой глубины вдавливания индентора под определенной нагрузкой.

Схема определения твердости по Роквеллу при вдавливании алмазного конуса приведена на рис. 110.

Сначала индентор вдавливается в поверхность образца под предварительной нагрузкой $P_0 = 10$ кгс, которая не снимается до конца испытания. Это обеспечивает повышенную точность испы-

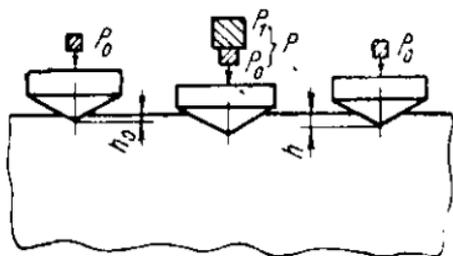


Рис. 110. Схема измерения твердости по Роквеллу

гания, так как исключает влияние вибраций и тонкого поверхностного слоя. Под нагрузкой P_0 индентор погружается в образец на глубину h_0 . Затем на образец подается полная нагрузка $P = P_0 + P_1$ и глубина вдавливания увеличивается. Глубина вдавливания h после снятия основной нагрузки P_1 , когда на индентор вновь действует только предварительная нагрузка P_0 , определяет число твердости по Роквеллу (HR). Чем больше глубина вдавливания h , тем меньше число твердости HR .

При использовании в качестве индентора алмазного конуса твердость по Роквеллу определяют по двум «шкалам» — A и C . При измерении по шкале A : $P_0 = 10$ кгс, $P_1 = 50$ кгс, $P = 60$ кгс, по шкале C : $P_0 = 10$ кгс, $P_1 = 140$ кгс, $P = 150$ кгс. Число твердости здесь выражается формулой

$$HRC \text{ или } HRA = 100 - e, \quad (138)$$

$$\text{где } e = \frac{h - h_0}{0,002}$$

(0,002 мм — цена деления шкалы индикатора твердомера Роквелла).

Таким образом, единица твердости по Роквеллу — безразмерная величина, соответствующая осевому перемещению индентора на 0,002 мм.

При использовании в качестве индентора стального шарика число твердости HRB определяют по шкале B , т. е. при $P_0 = 10$ кгс, $P_1 = 90$ кгс, $P = 100$ кгс. Здесь

$$HRB = 130 - e. \quad (139)$$

Числа твердости по Роквеллу записываются так же, как HB и HV : $HRC65$, $HRB30$, $HRA80$ и т. д.

Пределы измерения твердости по указанным шкалам приведены в табл. 7.

Таблица 7

Пределы измерения твердости по Роквеллу

Шкала	Число твердости	Пределы измерения, единицы твердости по Роквеллу	Соответствующие приближенные значения чисел твердости по Виккерсу
B	HRB	25—100	60—240
C	HRC	20—67	240—900
A	HRA	70—85	390—900

Требования к поверхности образцов примерно такие же, как и при определении твердости по Виккерсу. Расстояние между центрами двух соседних отпечатков или от центра какого-либо отпечатка до края образца должно быть не менее 3 мм. Минимальная толщина образцов зависит от твердости материала и должна быть не меньше восьмикратной глубины вдавливания h .

Существует несколько типов приборов для измерения твердости по Роквеллу. На рис. 111,а дана схема прибора марки ТК. На станине 14 с одной стороны расположены две стойки 16, которые поддерживают поперечину 1. С другой стороны в направляющей втулке 13 со шпонкой 12 помещен подъемный винт 17, на котором устанавливают в зависимости от формы образца различные опорные столики 21—23 и 10. Подъем винта со столиком и образцом производят вращением маховичка 11. Приложение предварительной нагрузки к образцу осуществляется цилиндрической пружиной 19, действующей непосредственно на шпиндель 20. Грузовой рычаг второго рода 4, расположенный на поперечине 1, имеет точку опоры на призме 8. К длинному плечу рычага 4 подвешивают грузы 15. В нерабочем положении прибора рычаг 4 опирается на подвеску 2, и нагрузка на шпиндель не действует. Для приложения основной нагрузки освобождают рукоятку 5. При этом подвеска 2 вместе с рычагом 4 плавно опускается и последний действует на шпиндель. Плавное опускание рычага достигается благодаря масляному амортизатору 18, позволяющему регулировать скорость приложения основной нагрузки вращением штока 3. Соотношение плеч у грузового рычага 1:20, и поэтому действительный вес «менных грузов в 20 раз меньше их условного веса.

Передача движения от шпинделя к стрелкам индикатора 9 производится посредством рычажка 7 с соотношением плеч 1:5. Призма шпинделя упирается в винт 6 на рычажке 7. С помощью винта 6 регулируется натяжение пружины 19, создающей предварительную нагрузку.

Порядок работы на приборе следующий. В зависимости от материала и формы образца выбирают и устанавливают соответствующий индентор, опорный столик и необходимую нагрузку. Укладывают образец на столик и вращением маховичка 11 плавно поднимают винт 17 до тех пор, пока индентор не окажется вдавленным в образец предварительной нагрузкой $P_0 = 10$ кгс. Этот момент будет достигнут, когда маленькая стрелка на вспомогательном лимбе индикатора 9 совпадет с красной точкой на шкале. Затем, если в качестве индентора используют алмазный конус (по шкале А или С), необходимо повернуть ободок индикатора, чтобы ноль черной шкалы совместился с большой стрелкой. Если испытание проводят по шкале В (индентор — стальной шарик), большую стрелку устанавливают на деление 30 красной шкалы. После этого слегка нажимают рукоятку 5 и рычаг с грузом в течение 3—6 с плавно опускается вниз, передавая на шпиндель основную нагрузку. Через 1—3 с после остановки большой стрелки снимают основную нагрузку, плавно возвращая рукоятку 5 в начальное положение, и читают число твердости с точностью до половины деления шкалы. На каждом образце твердость измеряют не менее чем в 3—5 точках и подсчитывают среднее значение.

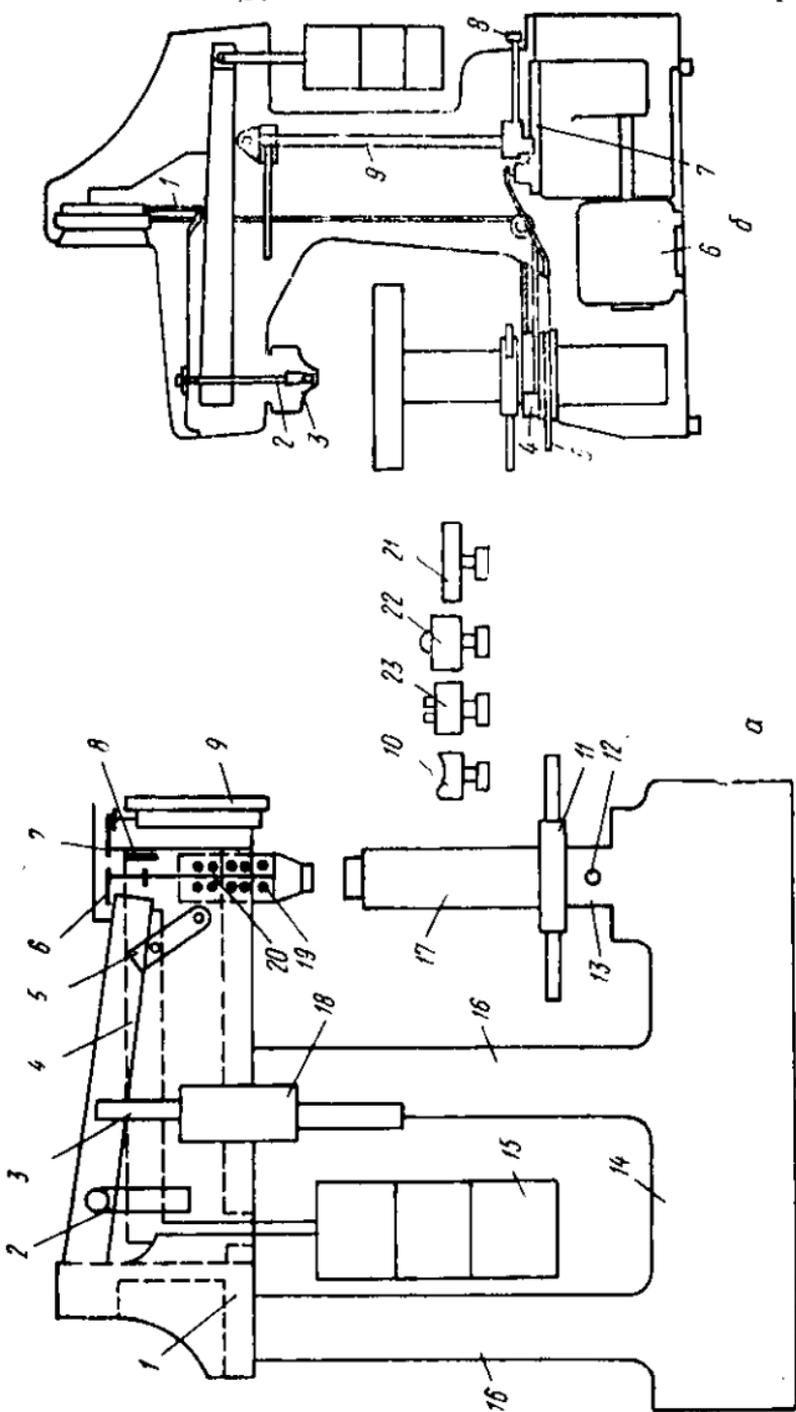


Рис. 111. Приборы различных марок для измерения твердости по Роквеллу:
 а — прибор марки ТК (1 — поперечина; 2 — подвеска; 3 — шток амортизатора; 4 — рычаг; 5 — рукоятка; 6 — винт; 7 — крышка; 8 — рычажок; 9 — призма; 10 — индикатор; 11 — маховик; 12 — шпонка; 13 — направляющая втулка; 14 — станина; 15 — грузы; 16 — стойка; 17 — подъемный винт; 18 — масляный амортизатор; 19 — пружина; 20 — шпindel; 21 — 23 — опорные столки); б — прибор марки ТК-2 (1 — качающаяся игла, обеспечивающая контакт рейки индикатора с рычагом; 2 — подвеска верхнего шпинделя; 3 — чехол для индентора; 4 — кольцо для перемещения шкалы индикатора; 5 — пусковая педаль; 6 — электромотор; 7 — редуктор; 8 — рукоятка для перемещения кулачков, задающих продолжительность испытания; 9 — шток, управляющий работой механизма нагружения)

Таблицы перевода чисел твердости

Твердость по Роквеллу		Твердость по Виккерсу	Твердость по Бринеллю	Твердость по Роквеллу по шкале В	Твердость по Бринеллю НВ
по шкале С	по шкале А				
70	86,5	1076	—	100	240
69	86,0	1004	—	99	234
68	85,5	942	—	98	228
67	85,0	894	—	97	222
66	81,5	854	—	96	216
65	84,0	820	—	95	210
64	83,5	789	—	94	205
63	83,0	763	—	93	200
62	82,5	739	—	92	195
61	81,5	715	—	91	190
60	81,0	695	—	90	185
59	80,5	675	—	89	180
58	80,0	655	—	88	176
57	79,5	636	—	87	172
56	79,0	617	—	86	169
55	78,5	598	—	85	165
54	78,0	580	—	84	162
53	77,5	562	—	83	159
52	77,0	545	—	82	156
51	76,5	528	—	81	153
50	76,0	513	—	80	150
49	75,5	498	—	79	147
48	74,5	485	—	78	144
47	74,0	471	448	77	141
46	73,5	458	437	76	139
45	73,0	446	425	75	137
44	72,5	435	415	74	135
42	71,5	413	393	72	130
40	70,5	393	372	70	125
38	—	373	352	68	121
36	—	353	332	66	117
34	—	334	313	64	114
32	—	317	297	62	110
30	—	301	283	60	107
28	—	285	270		
26	—	271	260		
24	—	257	250		
22	—	246	240		
20	—	236	230		

Затем червячная передача начинает вращать пару цилиндрических колес 13. Диск 6 верхним роликом освобождает рычаг 4, и нагрузка, создаваемая сменными грузами 11, передается на шпindel.

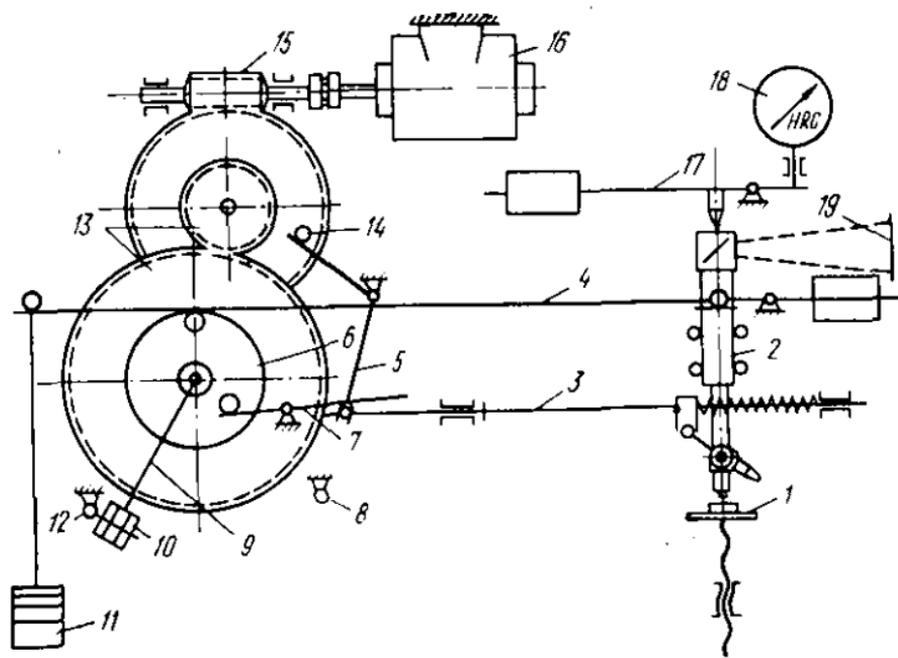


Рис. 112. Схема универсального твердомера марки УПТ-1

который внедряет индентор в образец. При вращении диска 6 с рычагом 9 против часовой стрелки конечный выключатель 10 касается упора 8 и выключает электродвигатель. Одновременно включается реле времени, определяющее длительность выдержки индентора под нагрузкой. После выдержки реле отключается и, вновь начинает работать электродвигатель. Затем диск 6 с верхним роликом поворачиваются в противоположном направлении, поднимая грузовой рычаг. Вращение диска продолжается до тех пор, пока конечный выключатель не дойдет до левого упора 12. После этого двигатель выключается и нагрузка полностью снимается со шпинделя. Одновременно нижний ролик диска нажимает на рычаг 7 и освобождает тягу 3. Перемещаясь влево, она поворачивает головку так, чтобы оптическая ось объектива измерительного микроскопа совместилась с осью шпинделя. Отпечаток на поверхности образца проектируется на экран 19 и измеряется с помощью подвижной шторки, перемещаемой микрометрическим винтом.

Так измеряется твердость по Бринеллю и Виккерсу. Для определения твердости по Роквеллу оптическая система прибора выключается поворотом ролика 14, который одновременно запирает тягу 3 рычагом 5. Предварительная нагрузка $P_0 = 10$ кгс создается рычагом 17 при подъеме предметного стола. Дополнительная нагрузка подается так же, как при определении твердости по Бринеллю и Виккерсу. Число твердости фиксируется на шкале индикатора 18.

4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ

Метод микротвердости предназначен для определения твердости очень малых (микроскопических) объемов материалов. Его применяют для измерения твердости мелких деталей, тонкой проволоки или ленты, тонких поверхностных слоев, покрытий и т.д. Главное его назначение — оценка твердости отдельных фаз или структурных составляющих сплавов, а также разницы в твердости разных участков этих составляющих.

Метод микротвердости стандартизован (ГОСТ 9450—60). В качестве индентора при измерении микротвердости, как и в случае определения твердости по Виккерсу, используют правильную четырехгранную алмазную пирамиду с углом при вершине 136° . Эта пирамида плавно вдавливается в образец при нагрузках от 5 до 500 гс. Число микротвердости H определяется по формуле

$$H = 1854 P/d^2 \text{ [кгс/мм}^2\text{]}, \quad (140)$$

где P — нагрузка, гс;

d — диагональ отпечатка, мкм; величина ее обычно колеблется в пределах от 7 до 50 мкм;

$d^2/1854$ — площадь боковой поверхности полученного пирамидального отпечатка.

Число микротвердости записывают без размерности с указанием величины нагрузки в гс, например, H_5 —300, H_{20} —250.

Микротвердость измеряют на металлографических шлифах, приготовленных специальным образом. Глубина вдавливания индентора при определении микротвердости — $d/7$ — составляет несколько микронов и соизмерима с глубиной получаемого в результате механической шлифовки и полировки наклепанного поверхностного слоя. Поэтому методика удаления этого слоя имеет здесь особенно важное значение.

Наклепанный слой удаляют обычно одним из трех методов: электрополировкой, отжигом готовых шлифов в вакууме или инертной атмосфере и глубоким химическим травлением. При использовании любого метода экспериментально устанавливают режим (время электрополировки или травления, плотность тока и концентрацию реактива, температуру и время отжига и т. д.), при котором полностью снимается наклеп в поверхностном слое образца. Для этого строят зависимость H от параметра, который изменяется при подборе режима снятия наклепанного слоя. Момент выхода на горизонталь величины H соответствует оптимальному режиму, который затем используется при подготовке аналогичных образцов.

Для определения микротвердости в СССР серийно выпускают один стандартный прибор — марки ПМТ-3. Его общий вид показан на рис. 113,а. На чугунном основании 1 закреплена колонна 3 с

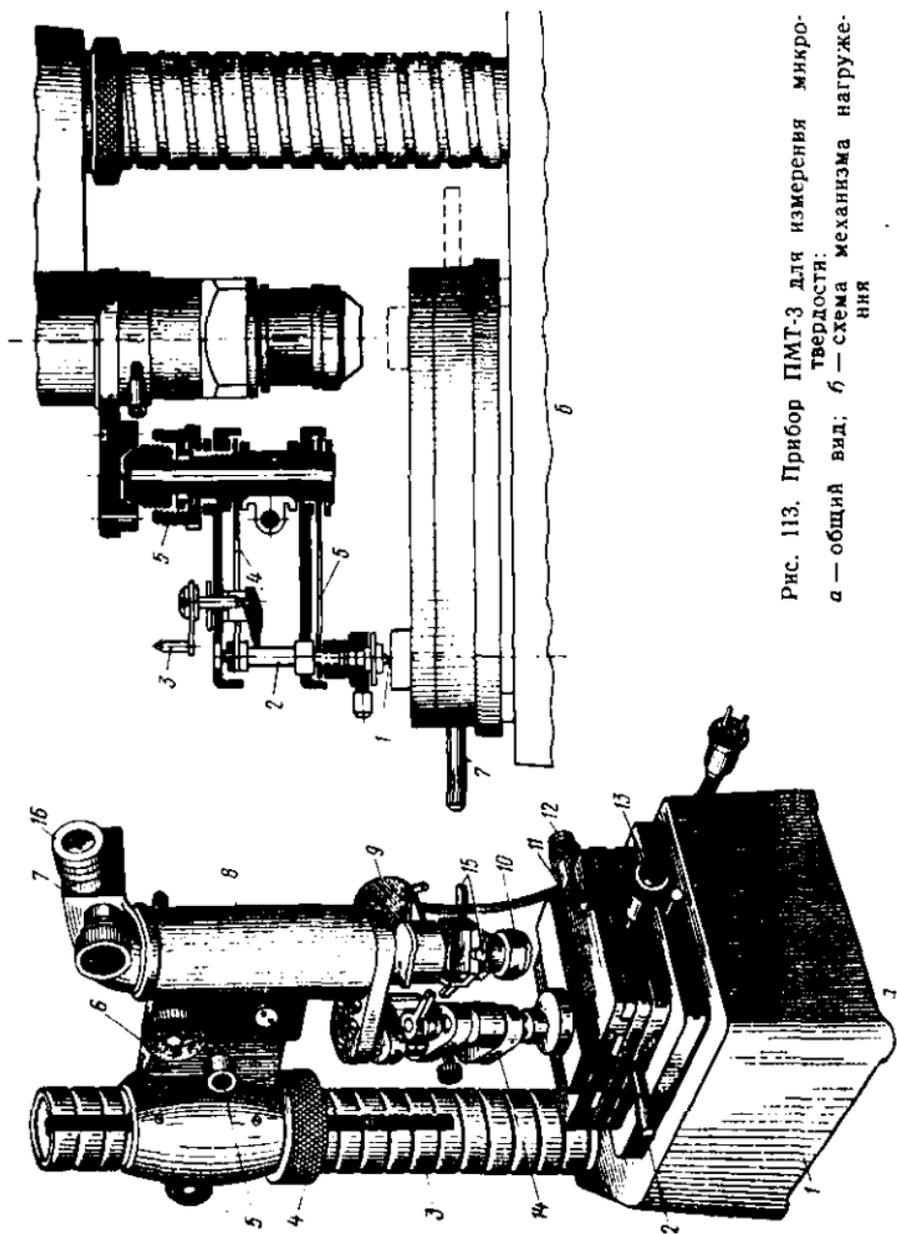


Рис. 113. Прибор ПМТ-3 для измерения микро-
твёрдости:
а — общий вид; б — схема механизма нагруже-
ния

резьбой, а на ней — кронштейн с микроскопом и нагружающим устройством. Для установки кронштейна на требуемой высоте служат гайка 4 и стопорный винт. Микроскоп состоит из тубуса 8, окуляр-микрометра 7, сменного объектива 10 (40- или 8-кратного) и осветительного устройства 9. Для грубой наводки на резкость микроскоп можно перемещать по высоте относительно кронштейна при помощи винта 6, связанного с реечным устройством. Прежде чем вращать винт 6, необходимо ослабить винт, расположенный на правой части кронштейна. Для тонкой наводки на резкость микроскоп перемещают в вертикальном направлении вращением микрометрического винта 5. К нижней части тубуса микроскопа прикреплен механизм нагружения 14. На рис. 113,б показана его схема. Грузики в виде дисков с прорезями надевают на стержень 2, в нижнем конце которого крепится оправка с алмазным индентором. Стержень подвешен к кронштейну на двух плоских пружинах 4 и 6. При повороте рукоятки 3 на себя шток 2 освобождается и перемещается под действием грузов вниз, вдавливая индентор в поверхность образца.

На основании прибора установлен предметный столик 11 (см. рис. 113,а), который может перемещаться в двух взаимно перпендикулярных направлениях с помощью микрометрических винтов 12 и 13. Кроме того, столик может поворачиваться вокруг своей оси на 180° с помощью рукоятки 7 (рис. 113,б). Для нанесения отпечатка испытуемый образец устанавливают под микроскопом и выбирают на нем место, в котором необходимо измерить микротвердость. Затем перемещают образец так, чтобы выбранное место оказалось под острием алмазной пирамиды (поворотом предметного столика на 180° до упора). После вдавливания индентора и снятия нагрузки с образца последний вновь переводят под микроскоп и измеряют длину диагонали отпечатка. Для обеспечения точного замера микротвердости прибор должен быть тщательно юстирован. Задача юстировки — точное совмещение оптической оси с осью нагружения при повороте предметного столика на 180° . Иными словами, необходимо добиться, чтобы отпечаток наносился именно в том месте, которое было выбрано под микроскопом. Центрирующее устройство, позволяющее перемещать объектив в горизонтальной плоскости, приводится в действие винтами 15 (см. рис. 113,а).

Схема центровки приведена на рис. 114. Сначала устанавливают перекрестие нитей окуляр-микрометра точно в центре поля зрения микроскопа. Для этого перемещающийся при вращении барабанчика окуляр-микрометра сдвоенный штрих должен находиться против цифры 4 неподвижной шкалы окуляра, а нуль шкалы барабанчика — точно против риски. Затем перемещением предметного столика со шрифом подводят под перекрестие выбранное для испытания место (рис. 114,а). Далее наносят отпечаток. Однако, если прибор не отцентрован, отпечаток получится в стороне от перекрестия (рис. 114,б). С помощью центровочных винтов 15 (см. рис. 113,а) перемещают перекрестие до тех пор, пока оно не совпадает с центром получившегося отпечатка А (рис. 114,в). Затем опять перемещают столик (микрометрическими винтами) так, чтобы перекрестие пришлось на то место, где нужно сделать отпечаток (рис. 114,г). Вновь сделанный отпечаток Б должен быть точно в заданном месте (рис. 114,д). Если этого не произойдет, все операции повторяют сначала.

Операции центровки часто приходится выполнять и в процессе работы, после предварительной настройки прибора.

Вторая задача юстировки — правильная установка по высоте ме-

ханизма нагружения. При правильной установке острие алмаза 1 (см. рис. 113,б) должно касаться поверхности образца, а микроскоп должен быть сфокусирован на эту поверхность. Юстировка по высоте осуществляется при помощи гайки 5 (см. рис. 113,б). Необходимо

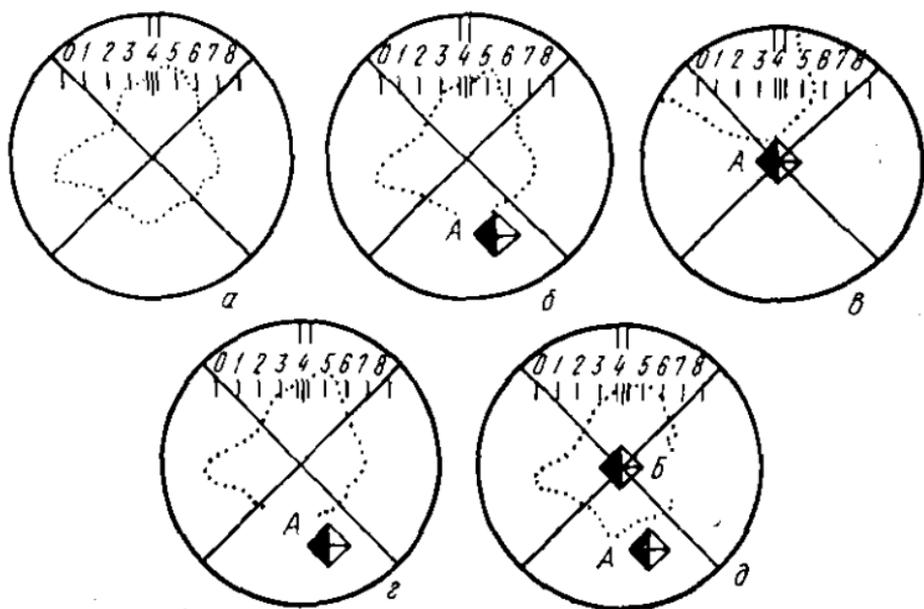


Рис. 114. Схема центровки прибора ПМТ-3

добиться такого положения, чтобы без нагрузки на поверхности шлифа из какого-нибудь мягкого металла (например, алюминия или олова) не появлялось отпечатка, а при нагрузке (0,5 гс) появился бы очень маленький отпечаток. Юстировку по высоте можно проводить на эталоне с точно известной твердостью (например, на кристалле NaCl). Поднимая или опуская нагружающий механизм, необходимо добиться получения отпечатка с такой диагональю, которая бы соответствовала микротвердости эталона.

Порядок работы на приборе ПМТ-3 следующий.

1. Подбирают нагрузку и устанавливают нужные диски на стержень 2 (см. рис. 113,б). Нагрузку подбирают в зависимости от твердости и размеров испытуемого образца, слоя или структурной составляющей. Оптимальная длина диагонали отпечатка — 30—50 делений барабанчика окуляр-микрометра (при использовании 40-кратного объектива).

2. С помощью пресса устанавливают образец в пластилине на специальной подставке. Использование пресса и пластилина позволяет добиться параллельности плоскостей поверхности шлифа, подставки и предметного столика.

3. Устанавливают на столик подставку так, чтобы закрепленный на ней образец оказался под объективом микроскопа. Предварительно микроскоп надо поднять на такую высоту, чтобы объектив не касался образца. Подставку закрепляют на предметном столике прижимными лапками. Затем наводят на резкость изображения струк-

туры и перекрестия окуляр-микрометра (вращением линзы 16 — рис. 113,а).

4. Перемещая предметный столик со шлифом, устанавливают перекрестие в то место на образце, твердость которого измеряют.

5. Переводят столик в крайнее левое положение до упора так, чтобы образец оказался под индентором. Рукоятку 3 (см. рис. 113,б) равномерно поворачивают на себя (в течение не менее 15 с). Длительность выдержки под нагрузкой должна быть не менее 5 с. После выдержки поворотом рукоятки в обратном направлении снимают нагрузку и переводят образец под объектив микроскопа. Необходимо обращать внимание на идентичность условий нагружения: в каждой серии опытов для получения сравнимых результатов необходимо, чтобы время нагружения и время выдержки под нагрузкой были строго постоянными.

6. Если отпечаток окажется в центре перекрестия, производят замер длины его диагонали с помощью барабанчика окуляр-микрометра. Цена его деления при использовании 40-кратного объектива составляет примерно 0,31 мкм (этот объектив дает в сочетании с 15-кратным окуляром увеличение 485).

При измерении микротвердости расстояние между центрами соседних отпечатков должно быть не менее двух длин диагонали большего отпечатка. Таким же должно быть расстояние от центра отпечатка до края образца. Длина диагонали отпечатка должна быть не более полуторной толщины образца.

Для определения числа микротвердости по длине диагонали при разных нагрузках P имеются специальные таблицы и номограммы.

Фактически метод микротвердости — это разновидность метода Виккерса и отличается от него только использованием меньших нагрузок и соответственно меньшим размером отпечатка. Поэтому физический смысл числа микротвердости аналогичен HV . Для однородных однофазных материалов с крупным зерном $H \approx HV$. Часто наблюдаемые отклонения от этого равенства, особенно в области $P < 5-10$ гс, объясняются в основном большими погрешностями измерения микротвердости. Источники этих погрешностей — вибрации, инструментальные ошибки в измерении длины диагонали отпечатка, неидентичность условий ручного нагружения, искажения структуры поверхностного слоя и др. По мере уменьшения нагрузки все погрешности возрастают. Поэтому не рекомендуется работать с нагрузками, которые дают отпечатки с $d < 8-9$ мкм. Использование приставок для автоматического нагружения, всемерное устранение вибраций, тщательная отработка методики приготовления шлифов позволяют свести ошибки в определении числа микротвердости к минимуму.

5. ДРУГИЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Помимо методов определения твердости при статическом вдавливании индентора, ограниченное применение находят также метод царапания и динамические способы оценки твердости.

Метод царапания состоит в нанесении царапины на поверхности образца алмазным или другим недеформирующимся индентором, находящимся под постоянной нагрузкой. Метод не стандартизован и на практике используют различные критерии твердости царапанием H_c . Наиболее часто за H_c принимают одну из следующих характеристик:

- 1) величину нагрузки P , при которой получается царапина заданной ширины (обычно $b=10$ мкм);
- 2) ширину царапины при заданной нагрузке;
- 3) величину, обратно пропорциональную ширине или квадрату ширины царапины при определенной нагрузке, например, $H_c=10\,000/b^2$ при $P=3$ гс.

В качестве индентора используют либо конус с углом при вершине 90° (реже 120°), либо трех- или четырехгранную пирамиду. Образцы перед испытанием полируют. Для измерения ширины царапины, не превышающей обычно нескольких десятков микронов, применяют измерительный микроскоп.

Твердость по методу царапания определяют в условиях местного разрушения металла, а не в условиях упругого или пластического деформирования. При образовании царапины в металле сначала происходит пластическая деформация металла, а затем, когда напряжения достигают величины, соответствующей сопротивлению разрушению (путем среза), происходит разрыв. Так как для одного и того же металла истинное сопротивление разрыву S_k практически не зависит от степени предварительного наклепа, величина S_k не связана со способом подготовки поверхности.

Между характеристиками твердости царапанием и S_k существуют определенные связи. Например, по Н. Н. Давиденкову в случае использования алмазного конуса с углом 90°

$$S_k = 4 \left(\frac{1}{b_{50}} - 22,5 \right) \text{ [кгс/мм}^2\text{]}, \quad (141)$$

где b_{50} — ширина царапины при нагрузке 50 гс.

Величины H_{11} характеризуют также износостойкость материала, его обрабатываемость резанием.

Из динамических методов определения твердости наиболее известен метод упругого отскока бойка (твердость по Шору). Твердость определяется при помощи бойка со стальным наконечником, который падает на поверхность образца с фиксированной высоты. Энергия бойка расходуется на упругую и пластическую деформацию в месте удара и на последующее поднятие бойка. Чем больше высота подъема бойка после удара, тем, следовательно, меньшая энергия израсходована на деформацию образца и тем ниже должна быть его твердость. Число твердости по Шору H_s измеряют в условных единицах, соответствующих высоте подъема бойка, причем $H_s = 100$ принято для закаленной на мартенсит инструментальной стали.

При комнатной температуре метод Шора используют для сравнительной оценки твердых металлических сплавов с близкими упругими характеристиками. Кратковременность соприкосновения бойка с образцом и простота метода делают его перспективным для оценки твердости при высоких температурах (> 1400 К), когда существующие материалы инденторов уже не позволяют проводить статические испытания.

Из других динамических методов следует отметить способ ориентировочного определения твердости с помощью переносного прибора путем динамического вдавливания шарового индентора. Принцип действия этого прибора сводится к тому, что шарик под действием наносимого вручную удара одновременно вдавливается в испытываемую поверхность и эталонный образец с известной твердостью. Число твердости

$$HB_d = \frac{D - \sqrt{D^2 - d_s^2}}{D - \sqrt{D^2 - d^2}} HB_s, \quad (142)$$

где HB_s — число твердости эталона по Бринеллю;

d, d_s — диаметр отпечатка на поверхности испытываемого материала и эталона;

D — диаметр шарика, обычно 10 мм.

Результаты испытания получаются тем точнее, чем ближе по твердости эталон и образец.

Метод используют для контроля крупногабаритных изделий и деталей, установка которых на специальном приборе затруднительна.

1. Дролд М. С. Определение механических свойств металла без разрушения. М., «Металлургия», 1965. 171 с. с ил.
2. Мотт Б. В. Испытание на твердость микровдавливанием. М., Metallurgizdat, 1960. 338 с. с ил.
3. Глазов В. М., Вигдорович В. П. Микротвердость металлов и полупроводников. М., «Металлургия», 1969. 248 с. с ил.
4. Авдеев Б. А. Техника определения механических свойств материалов. Изд. 4-е. «Машиностроение», 1965. 488 с. с ил.

Глава VIII

ДЛИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ И СВОЙСТВА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Длительные высокотемпературные испытания служат для оценки характеристик жаропрочности металлов и сплавов — их способности работать под напряжением в условиях повышенных температур без заметной остаточной деформации и разрушения. Эта группа испытаний включает несколько методов. Наиболее важные из них — испытания на ползучесть и длительную прочность, проводимые обычно по схеме одноосного растяжения.

1. ЯВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

При рассмотрении пластической деформации и деформационного упрочнения подразумевалось, что каждому значению напряжения соответствует определенная деформация. Однако на самом деле любой материал под действием постоянного напряжения может в определенных условиях прогрессивно деформироваться с течением времени. *Явление непрерывной деформации под действием постоянного напряжения называется ползучестью.*

В зависимости от температуры и уровня приложенного напряжения ползучесть протекает по разным законам. Наиболее известны четыре вида ползучести, области реализации которых в функции температуры и напряжения приведены на рис. 115. Чтобы сделать эту диаграмму применимой для разных металлов и сплавов, по оси абсцисс отложена гомологическая температура, а по оси ординат отношение приложенного напряжения сдвига к модулю сдвига (τ/G).

При напряжениях ниже критического напряжения сдвига $\tau_{кр}$ протекает неупругая обратимая ползучесть, о которой уже упоминалось в гл. II в связи с упругим пос-

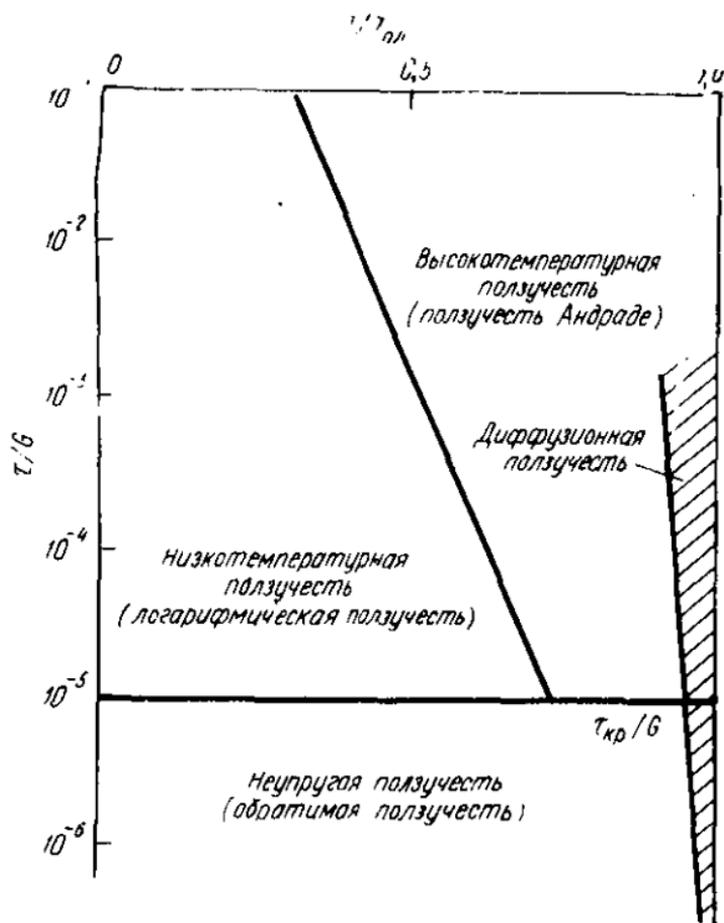


Рис. 116. Диаграмма основных видов ползучести (Дж. Виртман, Дж. Р. Виртман)

ледействием. Поскольку неупругая ползучесть обратима, она обычно не опасна для конструкций и поэтому специальных испытаний на ползучесть при напряжениях ниже $\tau_{кр}$ не проводят.

При напряжениях выше $\tau_{кр}$ в области относительно низких температур идет логарифмическая, а при высоких ($>0,4-0,6 T_{пл}$) — так называемая высокотемпературная ползучесть. Следует подчеркнуть, что низко- и высокотемпературная ползучесть могут протекать при напряжениях, значительно меньших макроскопического предела текучести поликристаллического материала. Для

практики наиболее важна высокотемпературная ползучесть. Стандартные испытания проводят именно в этой области. Наконец, при очень высоких температурах ($>0,8-0,9 T_{пл}$) реализуется диффузионная ползучесть.

Основным первичным результатом испытания на ползучесть при заданной температуре и постоянном $\tau > \tau_{кр}$ является кривая ползучести в координатах относительная деформация — время.

Эту кривую строят по данным систематического измерения деформации (обычно относительного удлинения δ) образца в процессе испытания. Изменение характера кривых ползучести с повышением температуры испытания при постоянном напряжении показано на рис. 116. Кривая типа OAB получается в результате низкотемпературной (логарифмической) ползучести, $OA'BCD$ и $OA''C$ — при высокотемпературной.

Зависимость δ от времени τ при низкотемпературной ползучести хорошо аппроксимируется для многих металлов уравнением

$$\delta = a \ln \tau + b. \quad (143)$$

Именно поэтому низкотемпературная ползучесть получила название логарифмической. С течением времени логарифмическая ползучесть быстро затухает.

Считается, что в процессе логарифмической ползучести достаточно полный термический возврат не успевает проходить. Тогда быстро прогрессирующее снижение скорости ползучести

$$v_{п} = \frac{d\delta}{d\tau} \quad (144)$$

можно объяснить моделью «истощения» дислокаций.

Представим себе, что в образце имеется какое-то число дислокационных отрезков и каждый из них может переместиться один раз. После приложения нагрузки и упругого удлинения образца (OA , рис. 116) наиболее благоприятно ориентированные дислокации переместятся и произойдет пластическая деформация. В условиях

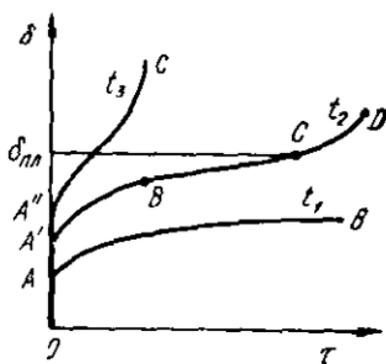


Рис. 116. Кривые ползучести при разных температурах ($t_1 < t_2 < t_3$)

постоянства приложенного напряжения оставшиеся дислокации будут удерживаться препятствиями, но с течением времени флуктуации тепловой энергии вызовут движение большинства этих дислокационных отрезков (в основном за счет поперечного скольжения) и соответствующий прирост удлинения. Однако постепенно процесс термически активируемого скольжения будет затухать (истощаться) из-за уменьшения числа дислокационных отрезков, способных перемещаться и вызывать деформацию. В результате затухает скорость прироста относительного удлинения.

Логарифмическая ползучесть слабо зависит от температуры испытания и приложенного напряжения. Ее практическое значение мало, поскольку величина удлинения при реальных для конструкций напряжениях обычно мала, быстро стабилизируется во времени и не вызывает опасности нового ее существенного роста даже при очень длительных выдержках.

Логарифмическая ползучесть является неустановившейся: скорость ползучести непрерывно изменяется (уменьшается) со временем. С неустановившейся стадии начинается и высокотемпературная ползучесть (отрезок $A'B$ на кривой $OA'B'CD$ — рис. 116). Затем начинается стадия установившейся ползучести (BC), при которой $v_{п} = \text{const}$. Заканчивается кривая высокотемпературной ползучести участком разрушения CD , до которого при испытаниях на ползучесть никогда не доходят. Кривые ползучести, подобные $OA'B'CD$, типичны для условий стандартных испытаний на ползучесть.

Основное отличие высокотемпературной ползучести от низкотемпературной заключается в более полном протекании возврата, который обеспечивается здесь не столько поперечным скольжением, сколько переползанием дислокаций. При высокотемпературной ползучести возможны также некоторые рекристаллизационные процессы.

Изменение скорости высокотемпературной ползучести на неустановившейся стадии подчиняется уравнению

$$v_{п} = A \tau^{-n}, \quad (145)$$

где показатель степени n в большинстве случаев близок к $2/3$ вместо 1 при логарифмической ползучести. Если $n = 2/3$, то

$$\delta = \beta \tau^{1/3}. \quad (146)$$

Уменьшение n при переходе от логарифмической к неустановившейся высокотемпературной ползучести можно понять с позиций модели истощения. Действительно, если процессы возврата успевают проходить более полно, то по крайней мере часть дислокационных отрезков после первой активации может стать способной к повторному перемещению, что вызовет дополнительную деформацию и прирост v_{II} .

Дислокационная модель, дающая кубический закон ползучести (146), сводится к следующему. Рассмотрим небольшую область кристалла. Уровень напряжений в этой области определяется наличием дислокаций в соседних областях. Переход одной дислокации в более удаленные области (любым способом) уменьшает уровень напряжений в рассматриваемом объеме на какую-то величину $\Delta\sigma_1$. Наоборот, если подобная же дислокация приходит в соседнюю область и остается там (например, закрепляется упругим полем скопления у какого-либо барьера), то уровень напряжений в интересующей нас области повысится на $\Delta\sigma_1$.

Ползучесть (пластическая деформация) в этом объеме будет идти, если обеспечена возможность движения дислокаций. Предполагается, что при неустановившейся высокотемпературной ползучести источники дислокаций могут работать (генерировать новые петли дислокаций) вследствие уменьшения запирающего напряжения из-за непрерывного ухода дислокаций из скоплений путем поперечного скольжения и переползания.

Статистический расчет показывает, что с учетом поперечного скольжения и переползания дислокаций после совершения n беспорядочно чередующихся переходов дислокаций из соседних областей величина напряжений в нашем объеме повысится до $n^{1/2}\Delta\sigma_1$. Эта величина может оказаться достаточной для приведения в действие дислокационных источников.

Величина

$$n^{1/2} \Delta \sigma_1 = q \delta,$$

где q — наклон кривой растяжения σ — δ при данном уровне напряжения.

Тогда

$$n = \left(\frac{q \delta}{\Delta \sigma_1} \right)^2.$$

Если уход дислокаций из скоплений происходит с постоянной частотой ω , то для n перемещений требуется время n/ω и, следовательно, частота действия дислокационных источников будет ω/n . Отсюда

$$v_{\text{п}} = A \omega \left(\frac{\Delta \sigma_1}{q \delta} \right)^2. \quad (147)$$

После интегрирования получаем $\delta \approx \beta t^{1/2}$.

Принципиально ползучесть на установившейся стадии не отличается от неустановившейся. Установившаяся стадия рассматривается как некое равновесное состояние, подготовленное неустановившейся ползучестью. Элементарные процессы, идущие на обеих стадиях, одинаковы, различна только полнота их протекания. В металлах скорость установившейся ползучести контролируется обычно наиболее медленным процессом переползания дислокаций.

Пластическая деформация при ползучести вызывает увеличение плотности дислокаций и деформационное упрочнение. В то же время возврат приводит к уменьшению плотности дислокаций и разупрочнению металла. В результате возврата при высокотемпературной ползучести в металле формируется полигональная субструктура.

Основные процессы, определяющие возврат, — поперечное скольжение и переползание дислокаций. При относительно малом времени выдержки, когда переползание дислокаций еще не успевает проходить в достаточной степени, возврат идет в основном вследствие поперечного скольжения. В этом случае ползучесть оказывается неустановившейся: скорость ее все время уменьшается из-за прогрессирующего, хотя и замедляющегося деформационного упрочнения (число аннигилирующих дислокаций меньше числа возникающих при деформации). Затем наступает момент, начиная с которого число переползающих краевых дислокаций становится достаточным для полного возврата (равенства образующихся и исчезающих дислокаций). С этого момента и наблюдается стадия установившейся ползучести.

Скорость установившейся ползучести с повышением температуры испытания быстро растет вследствие ускорения диффузионного процесса переползания. При постоянном напряжении

$$v_{\text{п. уст}} = K_0 \exp(-Q/kT), \quad (148)$$

где K_0 — постоянная, определяемая уровнем напряжений;

Q — энергия активации ползучести, также зависящая от уровня напряжения.

Величина Q для чистых металлов очень близка к энергии активации самодиффузии, что служит основным доказательством контроля скорости установившейся ползучести процессом переползания дислокаций. Зависимость скорости установившейся ползучести $v_{п. уст}$ от напряжения σ подчиняется уравнению

$$v_{п. уст} = A \sigma^n, \quad (149)$$

где коэффициент n при разных температурах и напряжениях меняется от 1 до ~ 4 .

При температурах выше $0,8 - 0,9 T_{пл}$ и низких напряжениях наблюдаемые закономерности ползучести хорошо описываются моделью направленной диффузии атомов. Отсюда название этого вида ползучести — диффузионная.

При отсутствии внешних напряжений преимущественного переноса атомов в определенных направлениях не происходит. Но если приложить к образцу растягивающее напряжение, то атомы перемещаются к концам образцов и его длина увеличивается. Это направленное перемещение атомов обусловлено уменьшением в определенных направлениях энергетического барьера, который преодолевают атомы при своем движении.

При вакансионном механизме диффузии вакансии перемещаются в направлениях, противоположных направлениям движения атомов. Если подвергать растяжению квадратное зерно со стороной L (рис. 117), то направление движения вакансий будет соответствовать направлению сплошных стрелок на рис. 117. Границы зерна действуют как источники и ловушки вакансий, поэтому длина их пути связана с размером зерна. Можно принять, что для каждого из четырех путей диффузии средняя длина пути $L/2$, а средняя площадь поперечного сечения, через которое идет диффузионный поток, $L^2/8$.

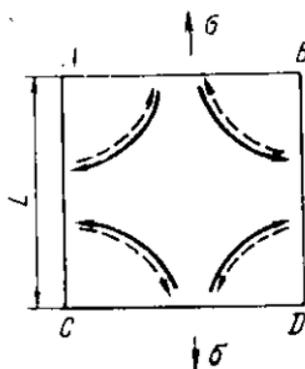


Рис. 117. Направления движения вакансий и атомов (пунктир) при диффузионной ползучести (по Набарро — Херрингу)

Избыток вакансий вдоль направлений AB и CD (или дефицит их вдоль AC и BD) равен

$$C - C_0 = C_0 \frac{\sigma b^3}{kT}, \quad (150)$$

где C и C_0 — действительная и равновесная концентрации вакансий соответственно;

σ — приложенное напряжение;

T — абсолютная температура;

b^3 — объем, приходящийся на одну вакансию.

Скорость миграции вакансий и, следовательно, скорость движения атомов в обратном направлении будет

$$v = 2 \sigma b^3 L D / kT, \quad (151)$$

где D — коэффициент диффузии.

Скорость ползучести

$$v_n = v \frac{1}{L^3},$$

следовательно,

$$v_n = \frac{2 \sigma b^3 D}{L^2 kT}. \quad (152)$$

Из уравнения (152) следует, что скорость диффузионной ползучести, в отличие от $v_{п.уст}$ при ползучести с возвратом, зависит от напряжения в первой степени. Эксперименты подтверждают этот вывод только в области относительно низких напряжений. Чем выше температура, тем шире диапазон напряжений, под действием которых идет диффузионная ползучесть.

2. ИСПЫТАНИЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ

Стандартные испытания на ползучесть при растяжении (ГОСТ 3248—60) проводят с целью определения предела ползучести материала. *Предел ползучести* — это наибольшее условное растягивающее напряжение, при котором скорость или деформация ползучести за определенное время достигает заданной величины. В случае высокотемпературной ползучести имеется в виду скорость на установившейся стадии.

Если допуск дается по скорости ползучести, то предел ползучести обозначается буквой σ с двумя индексами — нижний соответствует заданной v_n в процентах в

час (%/ч), а верхний — температуре испытания в градусах Цельсия ($^{\circ}\text{C}$). Например, $\sigma_{1,10}^{1100}$ — это предел ползучести при 1100°C и $v_{\text{п}} = 1 \cdot 10^{-4} \%/\text{ч}$. Если задается относительное удлинение и время его достижения, то в обозначение предела ползучести вводят три индекса: один верхний соответствует температуре испытания, а два нижних — деформации и времени. Например, $\sigma_{\delta, t}^{800}$ — предел ползучести при 800°C , когда $\delta = 1\%$ достигается за 1000 ч.

Испытания проводят на образцах, рабочая часть которых имеет круглое или прямоугольное сечение. Цилиндрический образец имеет диаметр 10 и расчетную длину 100 или 200 мм, плоский — ширину 15 и расчетную длину 100 мм. Допускается использование других образцов с диаметром $d_0 \geq 5$ мм и расчетной длиной $l_0 = 5 d_0$ или $10 d_0$. Форма и размеры головок определяются конструкцией захватов испытательной машины. Как и при кратковременных высокотемпературных испытаниях на растяжение, головки делают резьбовыми, что обеспечивает наиболее прочное крепление образца в захватах.

Испытательная машина должна состоять из следующих основных блоков: нагружающего устройства, нагревательной печи с терморегулятором, приборов для измерения температуры и деформации. Поскольку для определения предела ползучести при одной температуре требуется несколько образцов и испытания продолжаются в течение сотен — тысяч часов, нагружающие устройства конструируют таким образом, чтобы на одной установке можно было одновременно испытывать по несколько образцов. Нагрузка на образец обычно подается через рычажную систему.

На рис. 118 показана схема широко распространенной машины для испытаний на ползучесть марки ИП-2. Нагружение образца 3 производится рычажной системой 1, соединенной с нижним захватом. Верхний захват связан с механизмом 5, обеспечивающим перемещение образца вдоль вертикальной оси печи.

В этой и многих других машинах во время испытания постоянной поддерживается нагрузка, а не напряжение, которое со временем может несколько повышаться из-за сужения образца. Для обеспечения постоянства напряжения необходимо использовать специальные устройст-

ва, автоматически уменьшающие нагрузку по мере удлинения образца.

Поскольку характеристики ползучести очень чувствительны к температуре, должны быть приняты все меры для обеспечения строгого ее постоянства во всех точках расчетной длины образца в течение всего испытания. В машине ИП-2 образец нагревается в электропечи 4, которая снабжена терморегулятором 6, обеспечивающим достаточно точное поддержание температуры. Для измерения температуры на образце устанавливают две (при $l_0 \leq 100$ мм) или три (при $l_0 > 100$ мм) термопары, горячие спаи которых должны соприкасаться с поверхностью образца. По стандарту отклонения от заданной температуры в процессе испытания не должны превышать $\pm 3-6^\circ$ (до 1473 К). На практике стремятся к еще большему постоянству температуры.

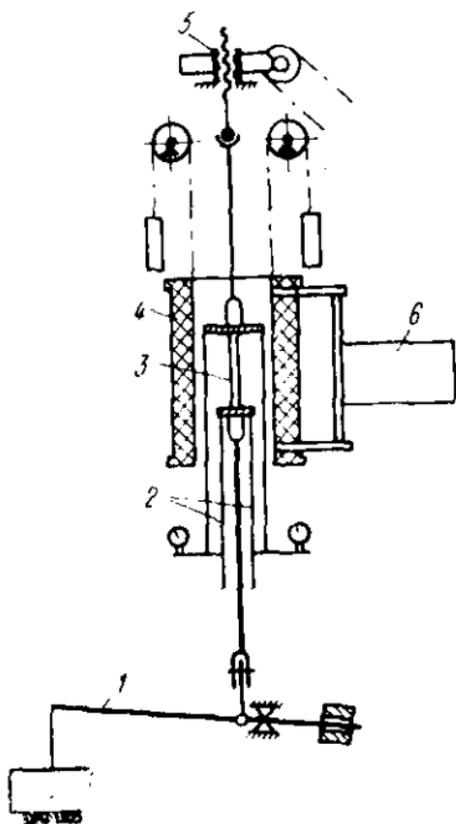


Рис. 118. Схема одной из секций машины ИП-2 для испытаний на ползучесть

Испытания химически активных, в частности тугоплавких металлов и сплавов, проводят в вакуумных печах или в инертной атмосфере. При температурах выше 1500 К точность ее поддержания получается не меньше $\pm 10^\circ$.

Замер удлинения образца производится с точностью не менее 0,002 мм. Для этого используют специальные индикаторы с ценой деления 0,001 мм (2, рис. 118), катетометры, зеркальные тензометры и другие измерители деформации.

Испытание проводят в следующей последовательности. Устанавливают образец в захватах, закрепляют на нем термопары и измеритель деформации, а затем упру-

го нагружают его при комнатной температуре для проверки правильности центровки в захватах. После этого надвигают на образец печь, где он постепенно (не более 8 ч) нагревается до заданной температуры и выдерживается при ней не менее 1 ч. Затем подают предварительную нагрузку, равную $\sim 10\%$ от общей, и в течение 5 мин следят за показаниями измерителя деформации. Если показания остаются постоянными, производят плавную догрузку образца до заданной величины. Через определенные промежутки времени фиксируют величину удлинения и по результатам этих замеров строят первичную кривую ползучести. В наиболее совершенных установках кривая ползучести записывается автоматически во время испытания.

Температура испытания должна быть близка к рабочей температуре исследуемого материала и конструкции. Если определяется предел ползучести материала после нового режима обработки или нового сплава, то испытания обычно проводят при нескольких температурах, чтобы оценить поведение материала во всем возможном диапазоне рабочих температур.

При определении предела ползучести допуск на удлинение обычно составляет от 0,1 до 1% за 100, 300, 500 или 1000 ч. Однако в некоторых случаях, например для жаропрочных материалов, используемых в энергомашиностроении, это время может быть больше — вплоть до 100 000 ч. Задаваемая скорость ползучести в большинстве случаев колеблется в пределах 10^{-3} — $10^{-6}\%$ /ч, чаще всего — от 10^{-4} до $10^{-5}\%$ /ч.

Как уже подчеркивалось, для практики наиболее важен предел высокотемпературной ползучести, который и определяется обычно в стандартных испытаниях. Кривая ползучести имеет вид, подобный $OA'B'CD$ на рис. 116. Для расчета предела ползучести испытывают как минимум четыре образца при разных нагрузках (напряжениях). Для сокращения времени испытаний эти напряжения выбирают заведомо большими предела ползучести. Испытания прекращают на стадии установившейся ползучести, когда ее длительность будет достаточной для точного определения $v_{п.уст.}$ Это условие необходимо, поскольку допуск при определении предела высокотемпературной ползучести дается именно по величине $v_{п.уст.}$

В результате получают серию первичных кривых ползучести при разных напряжениях (рис. 119,а) и для каж-

дой из них подсчитывают $v_{п. уст}$. Затем в логарифмических координатах строят зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения. Исходя из уравнения (149), эта зависимость должна быть линейной (см. рис. 119, б). Интерполируя прямую, построенную по

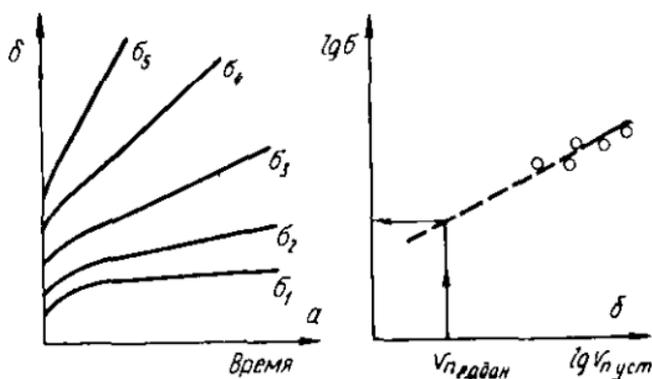


Рис. 119. Схема определения предела ползучести: а — кривые ползучести при разных напряжениях; б — зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения

экспериментальным точкам при относительно высоких σ , до заданного значения $v_{п. уст}$, определяют предел ползучести.

Если допуск задается по величине удлинения за определенное время, то по первичным кривым ползучести строят зависимость времени достижения заданного значения δ от напряжения и по ней определяют предел ползучести.

Помимо растяжения, в ускоренных испытаниях на ползучесть используют другие схемы нагружения: изгиб, сжатие и пр. Определенное распространение получил, например, метод И. И. Корнилова, в котором несколько цилиндрических образцов одновременно нагружаются центробежной силой. Образцы крепятся на нижнем конце (диске) вертикального вала, который находится в печи. Вал получает вращение от электродвигателя через ременную передачу. Образцы под действием центробежной силы изгибаются. Величина этой силы (нагрузки) определяется скоростью вращения вала, длиной и массой образца. Практически нагрузку регулируют изменением скорости вращения. Периодически измеряют стрелу прогиба или угол загиба образца и строят соответствующую временную зависимость — кривую ползучести.

В результате испытания может быть определено несколько характеристик сопротивления ползучести: остаточная деформация за определенное время или время достижения заданной степени деформации, скорость деформации при изгибе и др.

Поскольку в методе И. И. Корнилова задаются высокие напряжения, он отличается высокой производительностью. Однако точность его относительно низка из-за непостоянства изгибающего момента в процессе испытания. Поэтому указанный метод применим только для ускоренных отборочных испытаний.

Простота и более высокая производительность по сравнению со стандартными испытаниями на ползучесть характерна также для метода длительной твердости, предложенного А. А. Бочваром для ускоренной оценки жаропрочности. Это испытание отличается от обычного измерения твердости при повышенной температуре только большей выдержкой индентора под нагрузкой (от 0,5 до нескольких часов, чаще всего 1 ч). Величина отпечатка со временем увеличивается в соответствии с формулой (128). Поэтому результаты испытаний можно экстраполировать с помощью графика в координатах $\lg d - \lg \tau$ в сторону больших выдержек. Основной характеристикой, получаемой в результате испытания, является величина длительной твердости за заданное время. Сопротивление ползучести тоже связано с интенсивностью изменения длительной твердости во времени.

Метод используется для сравнительных ускоренных испытаний относительно близких по жаропрочности материалов, но так же, как и метод испытаний на изгиб, не дает необходимых для конструкторских расчетов характеристик.

3. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Основным механизмом пластической деформации при высокотемпературной ползучести остается скольжение дислокаций.

Особенности деформации при ползучести обусловлены очень малыми ее скоростями — на 5—9 порядков меньше, чем при обычных статических испытаниях. Наиболее важная ее особенность — интенсивное развитие при ползучести межзеренной деформации. Однако харак-

тер внутризеренного скольжения также имеет свои отличительные особенности по сравнению с рассмотренной в гл. III картиной пластической деформации в условиях статического нагружения.

В первую очередь следует отметить возможность изменения систем скольжения. Так, например, в алюминии (г. ц. к. решетка), помимо «обычных» систем скольжения $\{111\} \langle 110 \rangle$, при высокотемпературной ползучести действуют также системы $\{100\} \langle 110 \rangle$ и $\{211\} \langle 110 \rangle$. В металлах с г. к. решеткой развивается небазисное скольжение. В о. ц. к. металлах при повышенных температурах деформации увеличивается вероятность одновременного скольжения во всех возможных плоскостях $\{110\}$, $\{112\}$ и $\{123\}$.

Полосы скольжения, выявляемые на поверхности образцов после ползучести, значительно грубее, более волнисты, а расстояния между ними меньше, чем при обычном статическом растяжении. Качественно эта картина соответствует III стадии кривой деформационного упрочнения монокристалла, когда идут процессы поперечного скольжения, а при ползучести — и переползания дислокаций. Однако между грубыми полосами под микроскопом выявляются еще тонкие линии скольжения. Это «тонкое скольжение» может вносить значительный вклад в общее удлинение при ползучести.

Увеличение числа систем скольжения в совокупности с интенсивным развитием процессов поперечного скольжения и переползания дислокаций облегчает их перемещение по кристаллу. При медленной деформации это создает необходимые условия для формирования стабильных дислокационных конфигураций — сеток и стенок (особенно в металлах и сплавах с высокой энергией дефекта упаковки). Развитие процесса полигонизации является важной особенностью пластической деформации при высокотемпературной ползучести как внутри зерен, так и вблизи их границ.

Кроме внутризеренного скольжения, значительный вклад в общее удлинение при ползучести вносит межзеренная деформация или проскальзывание по границам зерен. Металлографически можно количественно оценить вклад межзеренной и внутризеренной деформации в общее удлинение при ползучести.

Наиболее наглядные и точные оценки смещений на полосах скольжения и межзеренных границах получают

при использовании интерференционного микроскопа (рис. 120). Например, интерферометр Линника МИИ-4 позволяет измерять высоту неровностей, превышающую



Рис. 120. Смещение интерференционных полос (В. М. Розенберг): а — на линиях скольжения; б — на границе зерна АВ

500 \AA . Удлинение, вызванное перемещением дислокаций внутри зерен, оценивают по количеству n полос скольжения и высоте соответствующих им ступенек:

$$\delta_{в.з} = \sqrt{(1 + \sqrt{2} n p + n^2 p^2)} - 1, \quad (153)$$

где p — средняя величина сдвига в полосах скольжения (рис. 121).

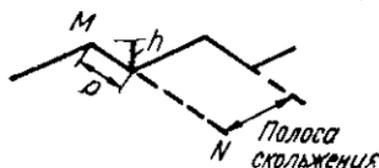


Рис. 121. Схема к объяснению связи удлинения и смещения, вызванного полосой скольжения (Мак Лин)

Экспериментально с помощью интерферометра определяют высоту ступеньки h , образованной полосой скольжения.

Величина

$$p \approx 2,3 h \sqrt{1 + \delta_{об.}}$$

Здесь $\delta_{об}$ — общее относительное удлинение в момент измерения.

Удлинение за счет межзеренных смещений ($\delta_{г.з.}$) можно оценить аналогичным образом, представив, что линия MN на рис. 121 — след плоскости границы.

Если теперь построить временные зависимости $\delta_{об.}$, $\delta_{в.з.}$ и $\delta_{г.з.}$, то при изменении температуры испытания и приложенного напряжения получаются резко различные картины. Например, на рис. 122 показаны эти зависи-

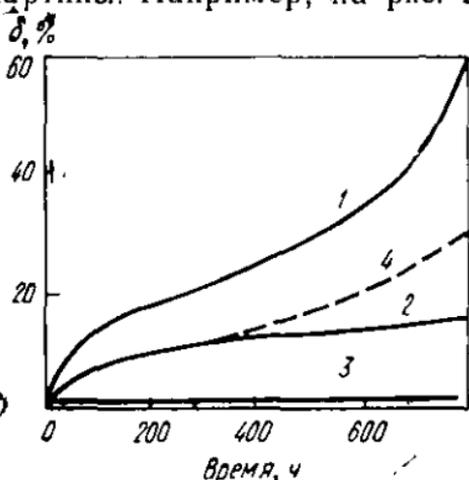


Рис. 122. Вклад различных составляющих в общее удлинение при ползучести поликристаллического алюминия при 473 К (Мак Лин): 1 — общее удлинение; 2 — удлинение вследствие грубого внутризеренного скольжения; 3 — удлинение вследствие межзеренных смещений; 4 — не выявляемая ползучесть

мости для алюминия при 473 К. Здесь вклад межзеренной деформации невелик по сравнению с внутризеренной.

С повышением температуры и напряжения доля $\delta_{г.з.}$ в общем удлинении растет, а $\delta_{в.з.}$ падает. Увеличению вклада $\delta_{г.з.}$ обычно способствует также измельчение зерна.

Однако во всех случаях $\delta_{об.} \neq \delta_{в.з.} + \delta_{г.з.}$. Следовательно, существует значительная доля деформации, которая не связана со сдвигом в грубых по-

лосах скольжения и межзеренными смещениями. Эта «невыявляемая» ползучесть может составлять до 50% от общего удлинения. Она вызвана в первую очередь тонким скольжением, отдельные следы которого видны в виде линий скольжения на поверхности. Часть невыявляемой деформации при достаточно высоких температурах может быть вызвана полигонизацией.

Выше уже отмечалось, что при высокотемпературной ползучести возможно протекание полигонизации — дробление кристаллитов на субзерна с малоугловыми границами. Полигонизация может внести определенный вклад в общее удлинение при ползучести. Он оценивается следующим образом.

Допустим, что средний угол разориентировки между соседними субзернами после полигонизации (рис. 123) равен

$$\theta = mb,$$

где m — число дислокаций на единице длины границы.

Если d — среднее расстояние между субграницами, то плотность дислокаций на единицу площади

$$\rho = \frac{m}{d} = \frac{\theta}{bd}$$

(предполагается, что внутри субзерен дислокаций нет).

Сдвиг при движении этих дислокаций в процессе сближения их в стенки равен blm/d [см. формулу (38)] или $\theta l/d$. Здесь l — средняя длина перемещения дислокаций при образовании стенок. Она имеет величину порядка $(d/2 - d)$. Поскольку полосы скольжения, не выявляемые на поверхности в случае внутрисубзеренного движения дислокаций, в среднем расположены под углом 45° к оси растяжения, удлинение, вызванное полигонизацией,

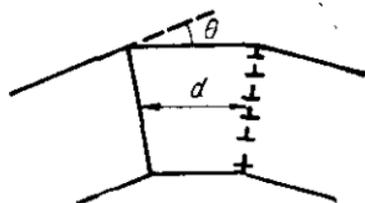


Рис. 123. Схема к объяснению вклада полигонизации в деформацию при ползучести (Мак Лин)

$$\delta_{\text{пол}} = \theta l/2d. \quad (154)$$

Таким образом,

$$\delta_{\text{пол}} = \theta/4 - \theta/2. \quad (155)$$

Полученное уравнение дает возможность оценивать вклад полигонизации в общую деформацию ползучести по углу разориентировки возникающих субзерен.

Механизм межзеренных смещений при ползучести до конца не выяснен. Раньше межзеренную деформацию рассматривали как процесс вязкого скольжения по границам зерен, не связанный с внутризеренными сдвигами. Такая точка зрения была основана на старом представлении о том, что границы зерен обладают структурой и свойствами вязкой жидкости. Однако эти представления сейчас окончательно опровергнуты.

Твердо установлено, что величина межзеренной деформации прямо связана с внутризеренной. Величины $\delta_{\text{в.з}}$ и $\delta_{\text{г.з}}$ качественно одинаково зависят от времени ползучести и, следовательно, линейно связаны между собой.

Отсюда смещения по границам зерен следует рассматривать как результат внутризеренной деформации. При этом внутризеренные сдвиги должны приводить к локализации напряжений вблизи границ (из-за скопления там дислокаций), вследствие чего и происходят взаимные смещения зерен.

В упрощенном виде механизм этого смещения можно представить как следствие самостоятельной и различной внутризеренной деформации соседних зерен по обе стороны от границы. При такой деформации всегда имеется составляющая, направленная вдоль межзеренной границы. Эта составляющая деформации и вызывает видимые под микроскопом взаимные смещения зерен вдоль границы. Однако работы последних лет говорят о возможности «чистого» межзеренного проскальзывания за счет перемещения вдоль поверхности границ особых зернограницных дислокаций. Они порождаются источниками, имеющимися на неплоской в атомном масштабе поверхности границы и двигаются (консервативно и неконсервативно) вдоль этой поверхности под действием напряжений. Такое движение естественно приводит к сдвигу одного зерна относительно другого.

Под действием напряжений при ползучести развивается процесс миграции границ зерен. Миграция границ является одним из проявлений рекристаллизации. Она приводит к снятию концентраций напряжений в приграничных областях и облегчает продолжение здесь пластической деформации. Это может служить дополнительной причиной образования ступенек вблизи границ зерен.

4. ТРЕТЬЯ СТАДИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И РАЗРУШЕНИЕ

В результате высокотемпературной ползучести образец или конструкция со временем могут разрушиться. Полному разрушению предшествует третья стадия ползучести, на которой $v_{п}$ непрерывно возрастает (участок *CD* на рис. 116). Рост скорости ползучести частично может быть обусловлен ростом напряжения из-за сужения поперечного сечения образца (при постоянной нагрузке), особенно когда начинается образование шейки. Однако увеличение скорости ползучести сверх $v_{п-уст}$ наблюдается и в таких условиях, когда формирование шейки и существенное сужение отсутствуют. Поэтому главной при-

чиной ускорения ползучести на третьей стадии считают образование и постепенное развитие пор и трещин по границам зерен, характерное для большинства металлических материалов. Во многих случаях зарождение этих межкристаллитных несплошностей начинается еще раньше — на второй и даже на первой стадиях ползучести. Чем выше температура и скорость ползучести, тем раньше начинается образование пустот и трещин.

Одна из возможных схем зарождения трещин в результате межзеренных смещений рассматривалась в гл. IV (см. рис. 33). Такие клинообразные трещины обычно появляются в месте стыка трех зерен и растут вдоль тех из них, которые примерно перпендикулярны направлению растяжения. На рис. 124, а, б приведены еще два возможных варианта образования таких трещин.

Максимальное растягивающее напряжение в тройном стыке определяется длиной границы L и радиусом ее кривизны r в вершине тройного стыка:

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{L}{2r} \right)^{1/2} \tau, \quad (156)$$

где τ — касательное напряжение вдоль границы.

Клинообразные трещины возникают при условии прочного закрепления границ (например, примесями). Если же граница может мигрировать, то вероятность их образования уменьшается. Поэтому клиновидные трещины обычно встречаются при относительно низких температурах и высоких напряжениях. С повышением температуры и снижением действующего напряжения их число уменьшается, но зато на межзеренных границах наблюдается все больше мелких пор круглого или эллиптического сечения. Зародышами этих пор или пустот могут быть микронесплошности на границах зерен, имевшиеся еще до начала ползучести. Поры легко могут зарождаться и в процессе ползучести.

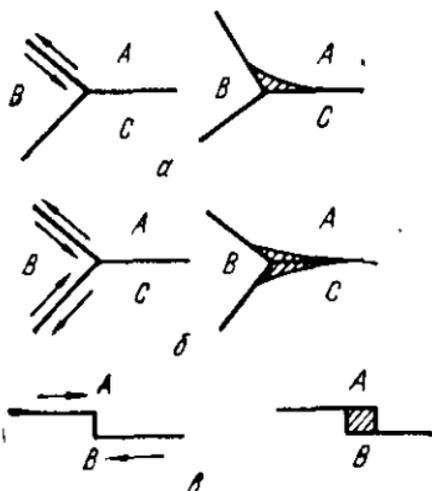


Рис. 124. Схемы зарождения межзеренных трещин:
а, б — Чэнг, Грант; в — Р. Гифкинс

Для однофазных материалов наиболее вероятными считают два механизма. Первый предполагает межзеренное проскальзывание вдоль границы со ступенькой (рис. 124,а). Такие ступеньки высотой до 400 Å всегда имеются на границах. Кроме того, ступеньки могут появиться там в результате деформации — на концах полос скольжения.

Второй механизм исходит из возможности образования и развития пор в результате слияния вакансий. Рост пор, возникших по первому механизму, по крайней мере на начальных стадиях, также идет за счет стока туда вакансий. Разрастаются далеко не все возникающие при ползучести микропоры. Некоторые из них, не достигшие достаточно большого размера, «залечиваются».

Пора становится устойчивой, когда ее радиус

$$r > 2 \gamma / \sigma, \quad (157)$$

где σ — растягивающее напряжение;
 γ — поверхностная энергия.

Из формулы (157) следует, что чем выше напряжение, тем меньше размер устойчивой поры.

В гетерофазных сплавах образование межкristаллитных пустот в значительной мере связано с частицами избыточных фаз на границах. Они могут затруднять межзеренные смещения, но если последние все-таки будут происходить, то на межфазной границе возникнет несплошность. Вероятность ее образования больше, если поверхностная энергия на границе матрица — избыточная фаза велика и частица имеет компактную форму. Частицы избыточных фаз содержатся даже в относительно чистых технических металлах, и поэтому их роль в межзеренном разрушении важна для любых материалов.

Чисто межзеренное разрушение при ползучести обычно происходит после относительно небольшой деформации ($\delta < 1-5\%$). Оно облегчено в условиях высоких температур и низких напряжений (малой скорости ползучести), когда есть возможности и время для вакансионного развития межкristаллитных пустот. Межзеренное разрушение опасно также в области относительно низких температур, когда еще мала скорость возврата и ограничены возможности миграции границ.

При промежуточных температурах пластичность

максимальна, так как здесь межзеренное разрушение затруднено и степень внутризеренной деформации достигает значительной величины.

5. ИСПЫТАНИЯ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ

Предел ползучести характеризует напряжение, под действием которого материал может длительное время работать, не подвергаясь значительной деформации. Однако он ничего не говорит о сопротивлении материала разрушению при длительном воздействии температуры и напряжения. Для оценки этой сопротивляемости проводят специальные испытания на длительную прочность. В результате испытаний определяют *предел длительной прочности* — условное наибольшее напряжение, под действием которого материал при данной температуре разрушается через заданный промежуток времени.

Методика проведения испытания близка к методике испытаний на ползучесть. Используются те же схемы нагружения (обычно растяжение) и те же испытательные машины. Основные цилиндрические образцы стандартизованы. Они должны иметь рабочую часть диаметром $d_0 = 5; 7$ или 10 мм и расчетную длину $l_0 = 5d_0$ или $10 d_0$. Допускается использовать другие пропорциональные образцы, но их диаметр должен быть не меньше 3 мм. У плоских образцов $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$, где F_0 — начальная площадь поперечного сечения. Конструкция головок и способ их крепления в захватах аналогичны тем, которые применяются при испытании на ползучесть.

Для определения предела длительной прочности необходимо провести испытание нескольких, по крайней мере $5-6$ образцов при разных напряжениях. Основным результатом испытания каждого образца является время до разрушения τ_p при заданном напряжении σ . Связь между τ_p и σ хорошо аппроксимируется уравнением

$$\tau_p = A\sigma^{-n}, \quad (158)$$

где A и n — коэффициенты.

В логарифмических координатах эта зависимость прямолинейна и, следовательно, дает возможность экстраполировать результаты на более длительное время. Определив время до разрушения образцов, находившихся под напряжениями, заведомо большими предполага-

емого предела длительной прочности (чтобы сократить время испытания), строят по экспериментальным точкам прямую $\lg\sigma - \lg t_p$ и после ее экстраполяции до заданного времени оценивают величину этого предела (рис. 125, кривая 1). По стандарту рекомендуемый допуск по времени составляет от 50 до 10000 ч и определяется, как и в случае предела ползучести, требованиями к испытываемому материалу.

Иногда зависимость $\lg\sigma - \lg t_p$ характеризуется точкой перелома (рис. 125, кривая 2). Она соответствует переходу от внутрикристаллитного или смешанного разрушения к полностью межкристаллитному разрушению при низких напряжениях. В таких случаях экстраполяцию можно проводить только в том случае, если надежно установлен наклон прямой в области межкристаллитного разрушения.

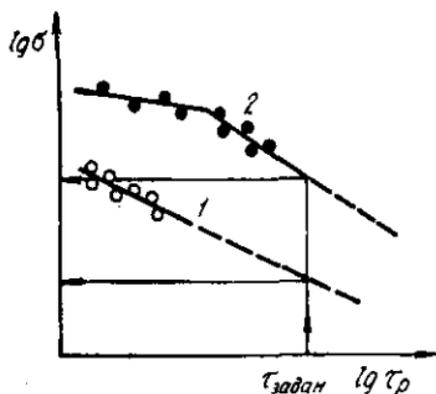


Рис. 125. Схемы определения предела длительной прочности

Обработку первичных результатов испытаний и определение предела длительной прочности, как и предела ползучести, следует проводить с использованием статистических методов.

В частности, построение прямых в логарифмических координатах ($\lg\sigma - \lg t_{п.уст.}$, $\lg\sigma - \lg t_p$) нужно выполнять методом наименьших квадратов с оценкой величины доверительного интервала.

Обозначение предела длительной прочности σ сопровождают двумя индексами: сверху записывают температуру испытания в градусах Цельсия ($^{\circ}\text{C}$), внизу — заданную продолжительность испытания до разрушения в часах (ч). Например, σ_{1000}^{900} — предел 1000-ч прочности при 900°C .

Помимо предела длительной прочности, в этих испытаниях оценивают характеристики пластичности — относительное удлинение и сужение. Часто деформация фиксируется и в процессе испытания. В результате может быть построена полная кривая ползучести, а по ней определена величина относительного удлинения к концу стадии установившейся ползучести ($\delta_{пл}$, рис. 116).

Эту величину считают характеристикой запаса длительной пластичности материала. Она обычно значительно меньше конечного удлинения на стадии разрушения.

При высокотемпературных испытаниях на длительную прочность, когда образцы доводят до разрушения, каждый из них последовательно проходит все три стадии ползучести. Однако величина предела длительной прочности в первую очередь определяется поведением материала на третьей стадии — стадии разрушения. Все факторы, препятствующие развитию пор и трещин, способствуют повышению предела длительной прочности. Таким образом, предел длительной прочности характеризует способность материала противостоять разрушению при длительном воздействии температуры и напряжений.

В последние годы испытания на длительную прочность часто применяют для оценки свойств металлических сплавов при комнатной температуре. Когда такие испытания проводят в воздушной атмосфере, их называют испытаниями на замедленное разрушение. Если же образец находится под напряжением в какой-нибудь жидкой среде, например морской воде, то это — испытание на коррозию под напряжением. И в том, и в другом случае оценивают способность материала противостоять разрушению при длительном воздействии напряжений, составляющих определенную долю от предела текучести при статическом растяжении или изгибе. В качестве критерия длительной прочности обычно используют «время жизни» (до разрушения) при заданном напряжении, равном 0,5—0,9 от предела текучести.

6. ИСПЫТАНИЯ НА РЕЛАКСАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЙ

Релаксацией называют самопроизвольное уменьшение напряжений в материале при неизменном значении величины его общей деформации. Это вызвано переходом упругой деформации в пластическую.

Релаксация напряжений — широкое понятие. Мы уже не раз встречались с ним, рассматривая процессы пластической деформации и разрушения. Однако до сих пор речь шла о местных релаксациях напряжений в отдельных участках материала. При испытаниях на релаксацию оценивают уменьшение макронапряжений во всем образце. Типичным примером детали, работающей

в условиях релаксации напряжений, является болт фланцевого соединения. Плотность этого соединения определяется усилием натяга болта, который создается вследствие упругой его деформации. С течением времени натяг болта (уровень напряжений) будет ослабевать, так как часть упругой деформации будет переходить в пластическую.

Особенно быстро и значительно релаксируют напряжения при повышенных температурах, когда пластическая деформация облегчается. Кривая изменения напряжения от времени (кривая релаксации) в образце, деформированном на постоянную величину, имеет вид, схематично показанный на рис. 126. Спад напряжений особенно интенсивен в первые часы. С течением времени кривая асимптотически приближается к какому-то определенному значению напряжения.

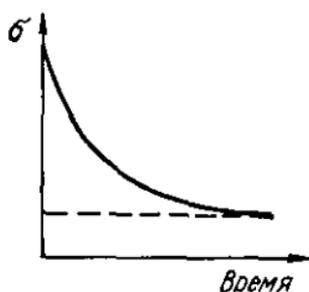


Рис. 126. Кривая релаксации

Итак, испытания на релаксацию необходимо проводить в следующих условиях:

$$T = \text{const}, \quad \sigma \neq \text{const}, \quad e_{\text{упр}} \neq \text{const}, \quad e_{\text{п}} \neq \text{const}, \\ e_0 = e_{\text{упр}} + e_{\text{п}} = \text{const}, \quad (159)$$

где T — температура;
 σ — напряжение в образце;
 $e_{\text{упр}}, e_{\text{п}}$ — упругая и пластическая деформация;
 e_0 — общая деформация образца.

Условие постоянства общей деформации можно записать как $\Delta e_0 = 0$. Тогда

$$\Delta e_0 = \Delta e_{\text{упр}} + \Delta e_{\text{п}} = 0 \quad \text{или} \quad -\Delta e_{\text{упр}} = \Delta e_{\text{п}}.$$

Так как $\Delta e_{\text{упр}} = \Delta \sigma / E$, то $-\Delta \sigma = E \Delta e_{\text{п}}$ или

$$\Delta \sigma = \sigma_0 - \sigma = E (e_{\text{п}} - e_{\text{п}}^0), \quad (160)$$

где σ_0 и $e_{\text{п}}^0$ — напряжение и деформация в момент начала релаксации напряжений.

Из формулы (160) следует неизбежность спада напряжений из-за увеличения доли пластической деформации.

Величина релаксации напряжений $\Delta \sigma$ часто зависит от времени по логарифмическому закону:

$$\Delta \sigma = a \lg (1 + K \tau), \quad (161)$$

где a и K — коэффициенты, не зависящие от времени.

Этот закон можно вывести из общего уравнения релаксации напряжений как термически активируемого процесса:

$$\frac{d\sigma}{d\tau} = K \exp\left(-\frac{Q - B\sigma}{kT}\right), \quad (162)$$

где энергия активации $(Q - B\sigma)$ зависит от напряжения.

Как видно из формулы (162), скорость релаксации $d\sigma/d\tau$ растет экспоненциально с повышением температуры.

Механизм релаксации связан с постепенным перемещением дислокаций за счет поперечного скольжения и переползания даже в условиях снижающегося внешнего напряжения. Как и при ползучести, в процессе высокотемпературной релаксации напряжений пластическая деформация сопровождается образованием субзеренной структуры и смещениями по границам кристаллитов. Скорость релаксации обычно прямо связана со скоростью ползучести: чем выше сопротивление ползучести, тем больше релаксационная стойкость.

Испытания на релаксацию напряжений проводят по схемам растяжения, изгиба и кручения.

Схема установки для испытания на релаксацию при растяжении показана на рис. 127. Образец 4 крепится в захватах 2 и 5, помещается в печь 6 и нагружается рычагом 7 от электродвигателя 11 через пружину 10.

На границах расчетной длины образца устанавливаются измеритель деформации 3. При удлинении образца на величину допуска контакт 1 замыкает цепь регулятора 12, двигатель меняет направление вращения и ослабляет пружину 10. Спад напряжения в образце приводит к его укорочению и, когда длина образца вновь станет равной начальной, контакт 1 размыкается, образец снова начинает удлиняться и т. д. Кривая релаксации записывается на барабане 8, который вращается двигателем 9.

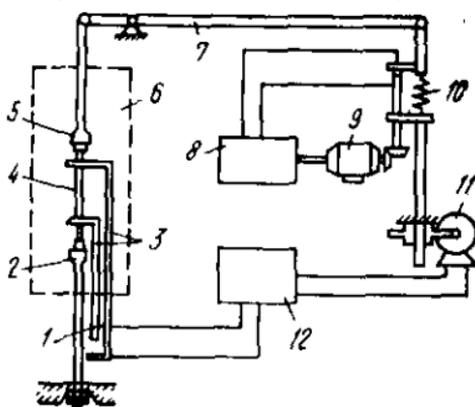


Рис. 127. Схема установки для испытаний на релаксацию напряжений (И. Г. Дондик)

Широкое распространение получил метод И. А. Оди́нга, в котором релаксация оценивается на кольцевых образцах, расчетная часть которых VAB (рис. 128) имеет равное сопротивление изгибу. Напряжение в образце создается установкой клина K в прорезь CC . Утолщенные части образца BC и BC в релаксации участия не принимают. Они только передают усилие от клина к рас-

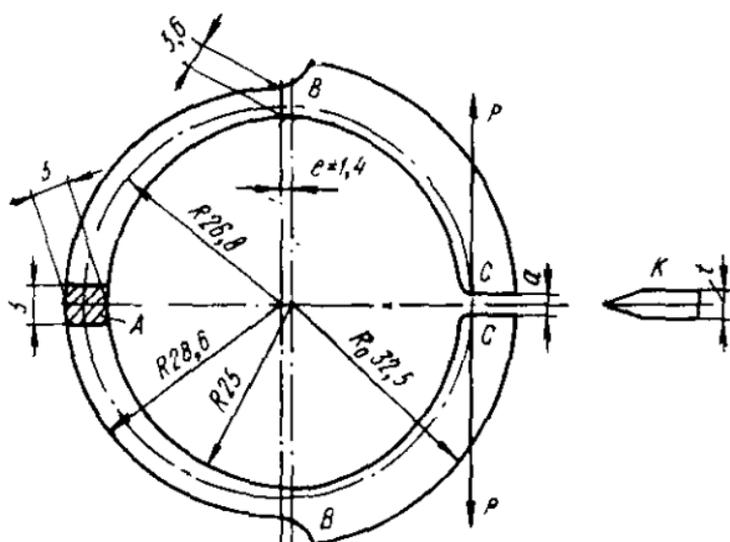


Рис. 128. Кольцевой образец для испытания на релаксацию по И. А. Оди́нгу

четной части кольца. Величина создаваемых там напряжений определяется толщиной клина t . Она больше ширины прорези, поэтому общая начальная деформация составит

$$e_0 = t - a,$$

а начальное напряжение на наружных волокнах расчетной части

$$\sigma_0 = EAe_0, \quad (163)$$

где E — модуль нормальной упругости;

A — коэффициент, связанный с перемещением утолщенных концов кольца в процессе деформации, равный 0,000583 мм.

После выдержки образца в печи при заданной температуре в течение определенного времени его вынимают, охлаждают, удаляют клин из прорези и измеряют

ширину CC , которая теперь меньше a . Величина остаточного напряжения

$$\sigma_{\text{ост}} = E A \Delta e, \quad (164)$$

где Δe — разница между e_0 и получаемой после испытания деформацией.

В результате рассчитывают величину релаксации напряжений $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_{\text{ост}}$. По измерениям $\Delta\sigma$ в функции времени выдержки образца в печи строят кривую релаксации. В качестве характеристики релаксационной стойкости принимают величину падения напряжения $\Delta\sigma$ за заданное время (200—3000 ч.)

7. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И СТРУКТУРЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ

Повышение характеристик жаропрочности (пределов ползучести и длительной прочности, релаксационной стойкости при высоких температурах) достигается в принципе теми же способами, которые были обсуждены в гл. V применительно к прочностным свойствам при статических испытаниях. Однако влияние легирования и структурных параметров на жаропрочность характеризуется рядом специфических особенностей, которые и будут рассмотрены.

Повышение жаропрочности при переходе от чистых металлов к сплавам достигается за счет образования твердых растворов на базе основного металла и частиц избыточных фаз. При выборе основы следует учитывать, что уровень жаропрочности чистого металла связан с температурой его плавления. Чем она выше, тем больше прочность межатомных связей, меньше скорость самодиффузии и, следовательно, меньше при той же температуре скорость ползучести, контролируемая скоростью переползания дислокаций. Исходя из этих соображений, температура солидуса сплавов также должна быть по возможности выше. Если температура плавления сплава значительно ниже, чем металла-основы, то при высоких температурах чистый металл может оказаться прочнее сплава.

При выборе легирующих элементов, растворяющихся в основе, следует стремиться к минимальной энергии дефекта упаковки. В этом случае дислокации оказываются сильно растянутыми и их поперечное скольжение и

переползание затруднено, что способствует повышению сопротивления деформации при ползучести. Как уже отмечалось, наибольшее снижение энергии дефекта упаковки достигается при введении растворимых легирующих элементов с высокой валентностью.

Дальний порядок в твердых растворах также повышает сопротивление ползучести, потому что парные (сверхструктурные) дислокации ведут себя аналогично расщепленным.

Для получения высокой жаропрочности необходимо наличие в структуре частиц избыточных фаз — упрочнителей. Большинство жаропрочных сплавов — термически упрочняемые. В них частицы избыточных фаз образуются в процессе старения после закалки. В условиях длительной работы при высоких температурах, в стареющих сплавах обычно трудно сохранить максимальную дисперсность выделений. Температура старения на максимальную прочность при низкой (комнатной) температуре составляет 0,5—0,6 $T_{пл}$, и поэтому во время эксплуатации при более высоких температурах происходит коагуляция частиц, увеличение расстояния между ними и снижение эффекта упрочнения.

В целях хотя бы частичного предотвращения этого процесса легирующие элементы выбирают таким образом, чтобы избыточная фаза состояла из медленно диффундирующих компонентов и не содержала металла-основы. Такие фазы обычно представляют собой металлические соединения со сложной решеткой и высокой собственной жаропрочностью. Вместе с тем выделения, кристаллографически близкие к матрице, дольше остаются когерентными с ней и не коагулируют.

Максимальная жаропрочность литейных сплавов, предназначенных для работы выше 0,6—0,7 $T_{пл}$, достигается, как показал А. А. Бочвар, образованием при кристаллизации сетчатых или скелетообразных включений тугоплавкой и не взаимодействующей с матрицей избыточной фазы.

Высокой жаропрочностью обладают также дисперсноупрочненные материалы, в которых избыточная фаза не растворима в матрице, и поэтому ее коагуляция затруднена.

Выделения образуются и в процессе ползучести, затрудняя ее развитие. Особенно эффективно повыша-

ют сопротивление ползучести те частицы, которые образуются на дислокациях и дефектах упаковки.

Для затруднения межзеренной деформации полезны выделения на границах зерен. Чтобы они не вызывали снижения пластичности, необходимо обеспечить пониженную поверхностную энергию на межфазной границе частица—матрица.

Рассмотренные особенности влияния легирования на сопротивление ползучести и длительную прочность определяют основные требования к структуре жаропрочных сплавов. Она должна характеризоваться: 1) высокой легированностью твердого раствора медленно диффундирующими компонентами, 2) наличием дисперсных частиц фаз-упрочнителей, 3) стабильностью, 4) повышенной прочностью приграничных зон.

Список литературы

1. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. М., «Металлургия», 1970. 472 с. с ил.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М., «Мир», 1972. 408 с. с ил.
3. Розенберг В. М. Ползучесть металлов. М., «Металлургия», 1967. 276 с. с ил.
4. Розенберг В. М. Основы жаропрочности металлических материалов. М., «Металлургия», 1973. 325 с. с ил.
5. Авдеев Б. А. Техника определения механических свойств материалов. Изд. 4-е. М., «Машиностроение», 1965. 488 с. с ил.

Глава IX

УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ И СВОЙСТВА

В условиях действия циклических (повторно-переменных) напряжений в металлах и сплавах происходит зарождение и постепенное развитие трещин, вызывающее в конечном итоге полное разрушение детали или образца. Это разрушение особенно опасно, так как может происходить под действием напряжений, намного меньших пределов прочности и текучести.

Процесс постепенного накопления повреждений в материале под действием циклических нагрузок, приводящий к уменьшению долговечности из-за образования

трещин и разрушения, называют *усталостью*, а свойство противостоять усталости — *выносливостью*.

Усталостная трещина зарождается в поверхностных слоях и затем развивается вглубь образца или детали, образуя острый надрез. Процесс распространения усталостной трещины весьма длителен. Он продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие. Тогда произойдет быстрое разрушение, как правило, хрупкое из-за наличия острого надреза.

Задача усталостных испытаний — дать количественную оценку способности материала работать в условиях циклического нагружения без разрушения.

1. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Современные методы испытаний на усталость (выносливость) очень разнообразны. Они отличаются характером изменения напряжений во времени, схемой нагружения (изгиб, растяжение — сжатие, кручение), наличием или отсутствием концентраторов напряжений. Как и другие виды, усталостные испытания прово-

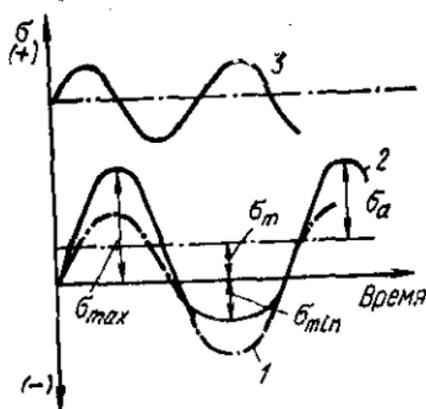


Рис. 129. Разновидности циклов напряжений

дятся при различных температурах и в разных средах. Основные требования к методике усталостных испытаний обобщены в ГОСТ 2860—65.

В процессе любого усталостного испытания на образец действуют циклические напряжения, непрерывно изменяющиеся по величине и часто — по знаку. Типичные примеры используемых циклов напряжений показаны на рис. 129. Цикл

напряжений — это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. Каждый цикл характеризуется несколькими параметрами. За максимальное напряжение цикла σ_{\max} принимают наибольшее по алгебраической величине напряжение. Минимальное напряжение цикла σ_{\min} — наименьшее по алгебраической величине напряжение.

Среднее напряжение цикла

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}. \quad (165)$$

Амплитуда напряжений цикла

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}. \quad (166)$$

Сложение и вычитание максимальных и минимальных напряжений в формулах (165) и (166) производят с учетом их знака. Из рис. 129 ясно, что

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a. \quad (167)$$

Цикл характеризуется также коэффициентом асимметрии:

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}. \quad (168)$$

Если $R_\sigma = -1$, то такой цикл называют симметричным (рис. 129, кривая 1). Если же минимальное и максимальное напряжения цикла не равны по величине, то он называется асимметричным (рис. 129, кривые 2 и 3). Когда напряжения меняются по величине и знаку, цикл считается знакопеременным (рис. 129, кривые 1 и 2), если только по величине — знакопостоянным (рис. 129, кривая 3). Для испытаний чаще всего используют симметричные знакопеременные циклы с $R_\sigma = -1$.

Наиболее распространенная схема нагружения при усталостных испытаниях — изгиб. Эта схема может реализоваться по-разному. Особенно проста и чаще всего применяется схема чистого изгиба образца при вращении. Нагрузка здесь прилагается в двух точках, что обеспечивает постоянство изгибающего момента на всей рабочей длине образца.

На рис. 130 показана схема одной из машин подобного типа. Образец 8 вращается электродвигателем 1 через двухступенчатый шкив 2 и шкив 3 программного устройства. Нагрузка на образец подается рычагом 11 с перемещающимся грузом 10 и съемными грузами 14. Рычажная система с грузами подвешена к образцу на тягах 12. Грузовой рычаг устанавливается в рабочее положение маховиком 13. Биение (деформация) образца фиксируется на индикаторах 9. Количество циклов нагружения регистрирует счетчик 4, который соединен со шпинделем 7 через редуктор 5 и гибкий валик 6. Программное устройство позволяет изменять нагрузку в процессе испытания по заданной программе.

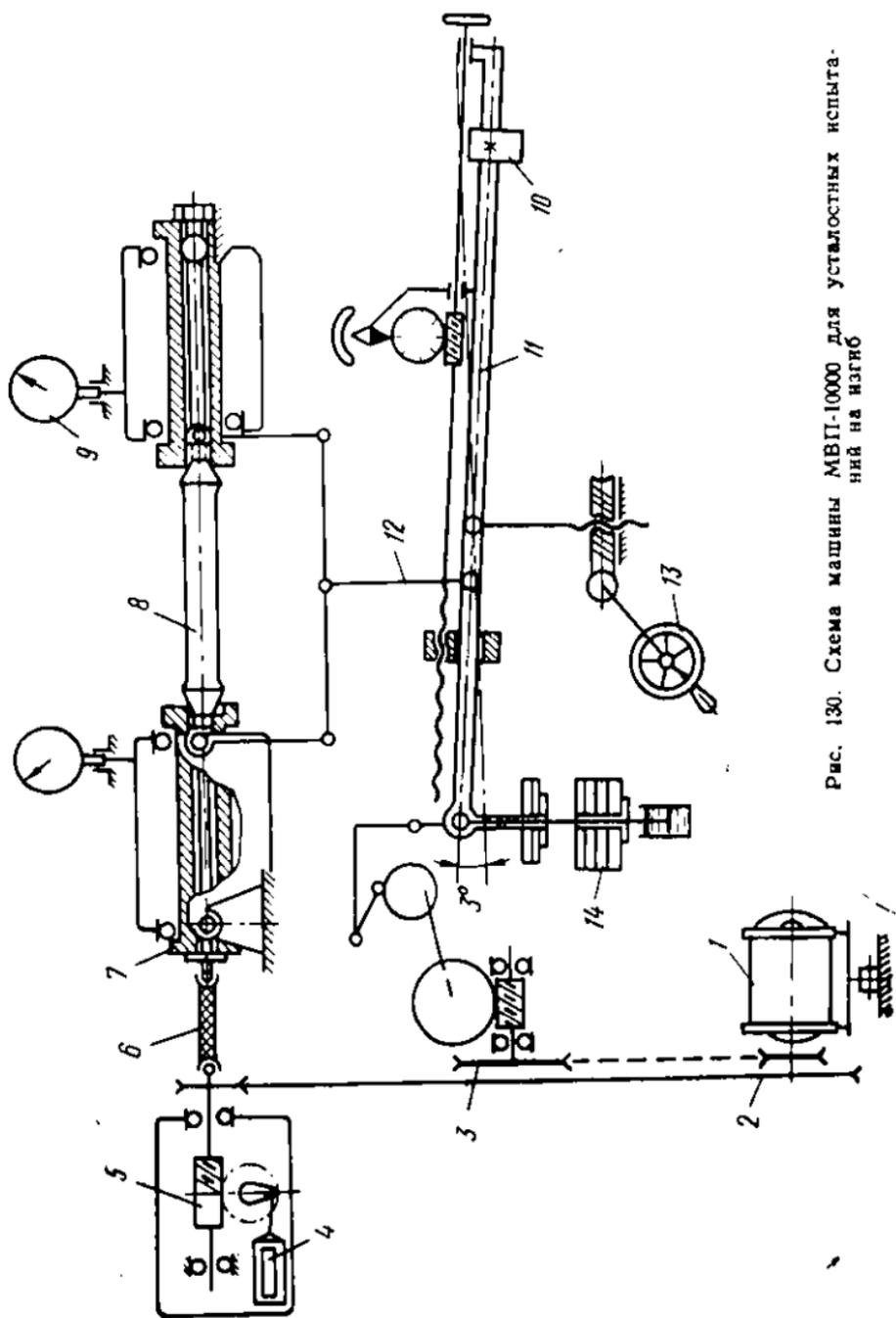


Рис. 130. Схема машины МВП-10000 для усталостных испытаний на изгиб

Помимо схемы чистого изгиба, часто применяют круговой изгиб консольно закрепленного образца. Его головка крепится в патроне, а к другому концу прилагается изгибающий момент. Максимального значения изгибающий момент достигает только в одном сечении — вблизи основания консоли, что является недостатком данной схемы нагружения.

В испытательных машинах, где осуществляется схема консольного изгиба, образец может вращаться или оставаться неподвижным. В первом случае прикладывается изгибающий момент одного направления, а во втором этот момент «вращается» относительно неподвижного образца. На рис. 131 показан общий вид машины марки УКИ-10М. Вращающийся во время испытания образец 5 нагружается постоянной изгибающей нагрузкой 8 через тягу 6. Машина снабжена механизмом 7, позволяющим менять нагрузку с шагом 0,05 кгс. Образец зажимается в шпindelной головке 4, которая вращается двухскоростным электродвигателем, находящимся внутри корпуса 1, через клиноременную передачу 3. Кнопочное управление переключателем скоростей и счетчики числа оборотов образца смонтированы на пульте 2.

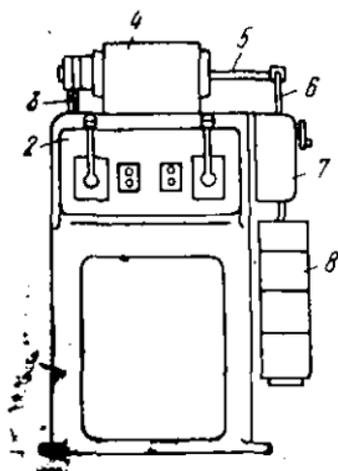


Рис. 131. Машина УКИ-10М для усталостных испытаний на изгиб консольно закрепленных образцов

Для испытаний в условиях циклического растяжения — сжатия используют гидропульсационные и резонансные машины. Первые представляют собой универсальные машины с гидравлическим приводом для статических испытаний, снабженные гидропульсатором. Это однопоршневой масляный насос, который присоединяется к рабочему цилиндру машины. Ход поршня насоса устанавливают в соответствии с заданной амплитудой напряжений цикла.

Схема гидропульсационной машины одностороннего действия показана на рис. 132. Нижний захват закреплен в основании машины 10, а верхний связан с подвижной поперечиной 7. Масло нагнетается насосом 9 в рабочий цилиндр 6 машины, в цилиндр 3 пульсатора и к силоизмерительным манометрам 1 и 2. Увеличение давления масла в рабочем цилиндре приводит к подъему его поршня и поперечины 7, что вызывает статическое растяжение образца. Величину статической нагрузки фиксирует силоизмеритель 8.

Переменную нагрузку создает пульсатор 5. У нижнего конца его поршня 4 имеется ролик 11. Он установлен в направляющих рычага 13, который может вращаться относительно оси 12. Левый конец рычага располагается на кулачке 14. Ход поршня пульсатора можно

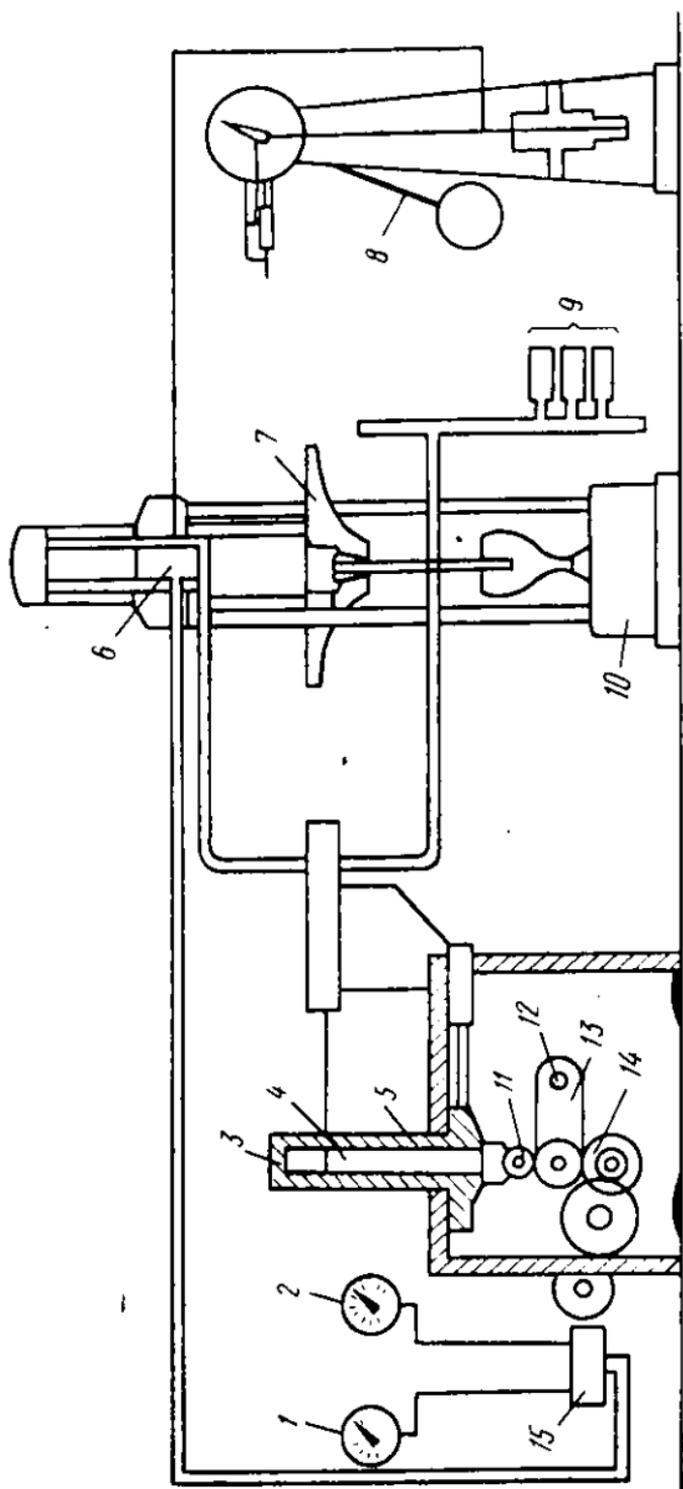


Рис. 132. Схема гидродульсационной машины одностороннего действия (Б. А. Андеев)

регулировать, изменяя положение ролика 11 на рычаге 13. Перемещение оси ролика в сторону оси 12 приведет к уменьшению пульсирующей нагрузки, а когда эти оси совместятся, она станет нулевой. Величину наименьшей нагрузки цикла измеряет манометр 1, наибольшей — манометр 2. Постоянство показаний манометров обеспечивается золотником 15.

Резонансные машины для усталостных испытаний осуществляют циклическое растяжение — сжатие с помощью независимой от образца вибрирующей системы. Она состоит из плоской или цилиндрической рессоры и массы силовозбуждения.

Схема резонансной машины с плоской рессорой показана на рис. 133. Образец 6 помещают в захваты. Правый захват соединен с динамометром 7, который жестко закреплен на станине. Левый захват связан с плоской рессорой 3, на концах которой имеются одинаковые массы m_1 и m_2 . Предварительное статическое нагружение создается пружиной 2 и винтом 1. Обе половины рессоры имеют одинаковую частоту собственных колебаний. Когда в одной половине рессоры возбуждаются колебания от эксцентрика 5, вращаемого электродвигателем, вторая ее половина также начинает вибрировать. В конечном итоге на образец подается осевая переменная нагрузка.

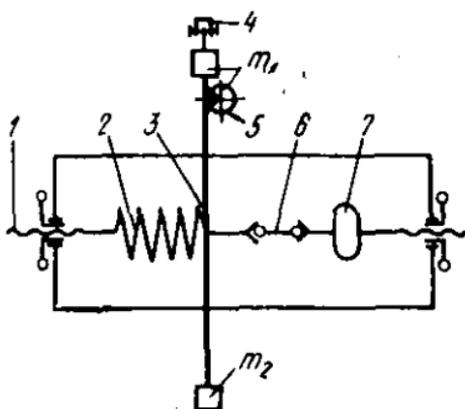


Рис. 133. Схема резонансной машины с плоской рессорой (Б. А. Авдеев)

$$P = 2 m a \omega^2, \quad (169)$$

где m — масса на одном конце рессоры;

a — амплитуда отклонения центра тяжести массы;

$\omega = \frac{2 \pi n}{60}$ — круговая частота колебаний рессоры, определяемая числом n оборотов эксцентрика.

Контактный ограничитель 4 стабилизирует амплитуду колебаний, управляя скоростью вращения электродвигателя. Динамометр 7 служит для измерения усилий, действующих на образец.

Испытания на повторно-переменное кручение также можно проводить на резонансных машинах. Схема такой машины представлена на рис. 134. Правый захват соединен с массой 5, левый — через динамометр 3 — с массой 1. Колебания массы 5 инициируются эксцентриком 6, который приводится в движение электродвигателем. Индикаторы 2 измеряют углы закручивания крутильного динамометра 3. По разности их показаний находят амплитуду угла закручивания φ и рассчитывают величину действующего на образец 4 напряжения

$$\tau = \frac{K \varphi}{W}, \quad (170)$$

где K -- жесткость динамометра;
 W -- момент сопротивления.

Для усталостных испытаний по схеме кручения используют и

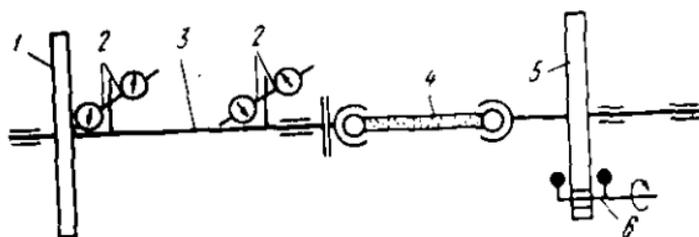


Рис. 134. Схема резонансной машины для усталостных испытаний по схеме кручения (В. А. Авдеев)

машины кривошипно-шатунного типа (рис. 135). Образец 3 крепится в захватах 2 и 4. Захват 2 жестко связан с кривошипом 1, а захват 4 — с динамометром 7. Кривошип перемещается в плоскости закру-

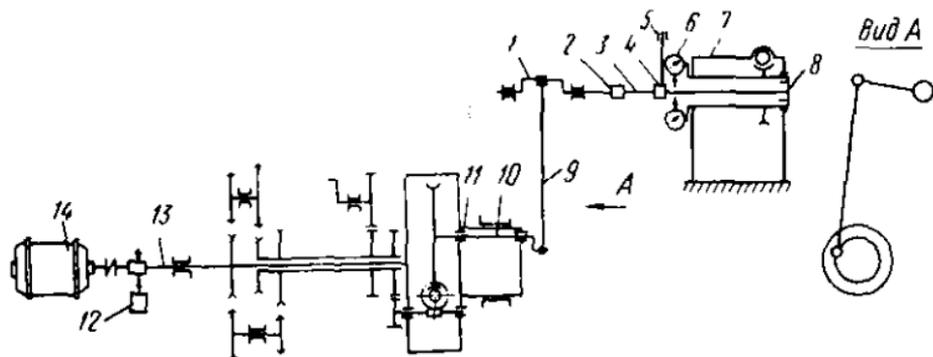


Рис. 135. Схема машины МУК-100 с кривошипно-шатунным механизмом

чивания от шатуна 9 и эксцентрикового вала 11. Ось последнего смещена относительно приводного вала 10 на величину a . Поворотом вала 10 можно изменять величину эксцентриситета от 0 до $2a$. Это позволяет варьировать амплитуду деформаций и нагрузок в широких пределах.

Один конец вала динамометра крепится в головке 8, а углы закручивания его свободного конца фиксируются индикаторами 6. Количество циклов нагружения измеряется счетчиком 12, который подключается через редуктор 13. После разрушения образца машина автоматически останавливается за счет падения грузика на стержне 5 и замыкания контакта, выключающего электродвигатель 14.

Некоторые из стандартных образцов, рекомендуемых для усталостных испытаний, показаны на рис. 136. Их рабочая часть имеет круглое или прямоугольное сечение. Диаметр цилиндрической части гладких образцов d обычно составляет 5—10 мм, а у образ-

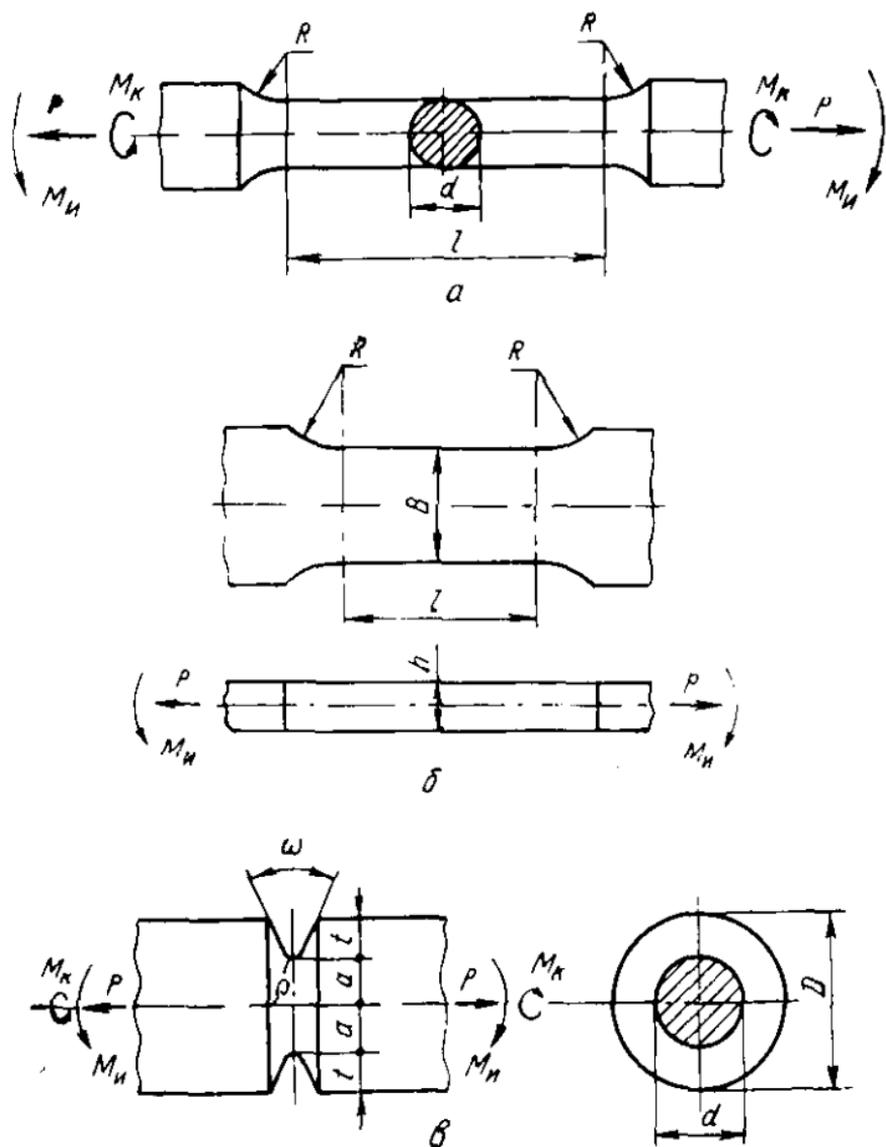


Рис. 136. Стандартные образцы для усталостных испытаний (по ГОСТ 2860-65)

цов с надрезом $D=10\div 20$ мм при глубине надреза $t=0,25 D$. Ширина рабочей части плоских образцов $b=10\div 20$ и толщина $a=5\div 10$ мм.

Усталостные свойства сильно зависят от размеров образца — они значительно выше у образцов с меньшим сечением. Поэтому для получения сравнимых данных следует проводить испытания на одинаковых образцах.

Результаты усталостных испытаний, как будет показано ниже, очень чувствительны к качеству и состоянию поверхностного слоя образцов. Поэтому для получения воспроизводимых результатов здесь особенно необходимо соблюдение идентичности методики изготовления образцов. Качество их поверхности по ГОСТу должно соответствовать 9—10-му классу чистоты.

Первичным результатом усталостного испытания одного образца является число циклов до разрушения (долговечность) при заданных характеристиках цикла. Конечная же цель испытания с постоянным коэффициентом асимметрии цикла состоит в определении *предела выносливости* σ_R — наибольшего значения максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения. Если испытания ведут при постоянном среднем напряжении цикла, σ_R определяется как наибольшее значение амплитуды напряжений цикла, при которых не происходит усталостного разрушения после неограниченного или заданного количества циклов.

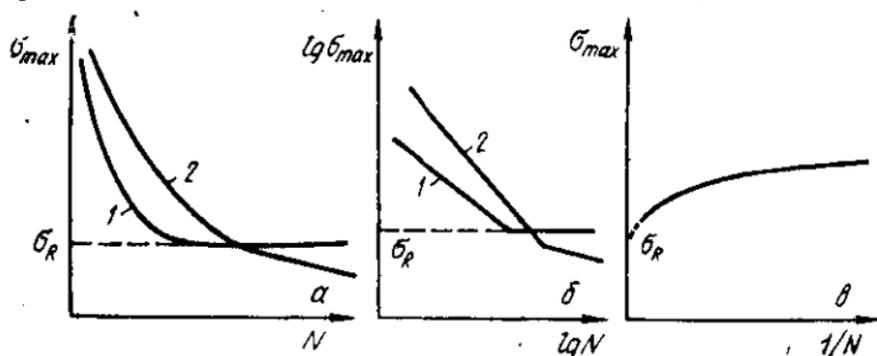


Рис. 137. Кривые усталости в различных координатах

Для того чтобы оценить предел выносливости, необходимо испытывать целую серию образцов, как правило, не меньше 8—10. Каждый образец испытывают при определенном значении максимального напряжения

цикла (или его амплитуды). При этом циклы для всех образцов одной серии должны быть подобны, т. е. иметь одинаковую форму и отношение различных характеристик цикла:

$$\frac{\sigma'_{\max}}{\sigma_{\max}} = \frac{\sigma'_m}{\sigma_m} = \frac{\sigma'_a}{\sigma_a} .$$

По результатам испытания отдельных образцов строят кривую усталости в координатах *максимальное напряжение цикла* σ_{\max} (или σ_a) — долговечность N (рис. 137, а). Из-за относительно большого разброса экспериментальных точек построение этих кривых рекомендуется проводить методом наименьших квадратов. Наиболее наглядны кривые усталости в логарифмических или полулогарифмических координатах (рис. 137, б, в)

По мере уменьшения максимального напряжения цикла долговечность всех материалов возрастает. При этом у сталей и некоторых цветных сплавов кривая усталости асимптотически приближается к прямой, параллельной оси абсцисс (рис. 137, кривая 1). Ордината, соответствующая постоянному значению σ_{\max} , и есть предел выносливости таких материалов — наибольшее напряжение, которое не вызывает разрушения при любом числе циклов N . Наиболее просто определяется σ_R при использовании логарифмического масштаба (рис. 137, б). Удобно оценивать σ_R и по кривым в координатах $\sigma_{\max} - 1/N$ (рис. 137, в). Здесь величину предела выносливости определяют, экстраполируя кривую в точку ее пересечения с осью ординат, где $1/N = 0$. Этот способ особенно целесообразно использовать для приближенной оценки σ_R по результатам испытания небольшого числа образцов.

Многие цветные металлы и сплавы не имеют горизонтального участка на кривых усталости (рис. 137, а, б, кривые 2). В этом случае определяют ограниченный предел выносливости — наибольшее напряжение σ_{\max} (или σ_a), которое материал выдерживает, не разрушаясь в течение определенного числа циклов нагружения. Это число циклов называют базой испытания. Она обычно составляет 10^8 циклов (когда на кривой усталости имеется горизонтальный участок, испытания продолжают не более чем до 10^7 циклов).

Кривые усталости, построенные при использовании цикла с $R_\sigma = -1$, для многих металлических материалов хорошо описываются уравнением Вейбулла:

$$\sigma_{\max} = \sigma_{-1} + a (N + B)^{-\alpha}, \quad (171)$$

где σ_{-1} — предел выносливости;
 N — долговечность;
 a, B, α — коэффициенты.

Величина B во многих случаях лежит в пределах от 0 до 10^4 циклов, и поэтому в стандартных испытаниях с большой базой ею можно пренебречь. Тогда

$$\sigma_{\max} = \sigma_{-1} + c_1 N^{-\alpha}. \quad (172)$$

Выше уже отмечалось, что для усталостных испытаний характерен значительный разброс экспериментальных результатов, поэтому особенно важна их правильная статистическая обработка. В соответствии с ГОСТ 2860—65 такая обработка должна проводиться для вероятностной оценки *усталостной долговечности* — числа циклов нагружения, которое выдерживает материал перед разрушением при определенном напряжении.

Для этого при четырех—пяти различных уровнях напряжений, превышающих σ_R материала, проводят испытание серии образцов. Их число на каждом уровне σ_{\max} определяется свойствами материала и необходимой достоверностью результатов. Каждый образец испытывают до разрушения или до базового числа циклов. Затем результаты испытаний образцов при каждом уровне напряжений подвергают первичной статистической обработке, последовательно определяя i, P, N_i и $\lg N_i$. Здесь i — порядковый номер данного образца в возрастающем ряду долговечности образцов этой серии (от 1 до n — общего числа образцов в серии);

P — накопленная частота, соответствующая вероятности разрушения:

$$P = \frac{i - 0,5}{n};$$

N_i — долговечность i -того образца.

По полученным данным строят графики функций распределения вероятности разрушения образцов. Для этого рекомендуется использовать специальную вероят-

ностную бумагу. На ней по оси абсцисс отложены десятичные логарифмы числа циклов, а по оси ординат — накопленные частоты в предположении, что ряд значений логарифмов долговечности подчиняется закону нормального распределения. Масштаб вероятностной бумаги подбирают таким образом, что если этот закон

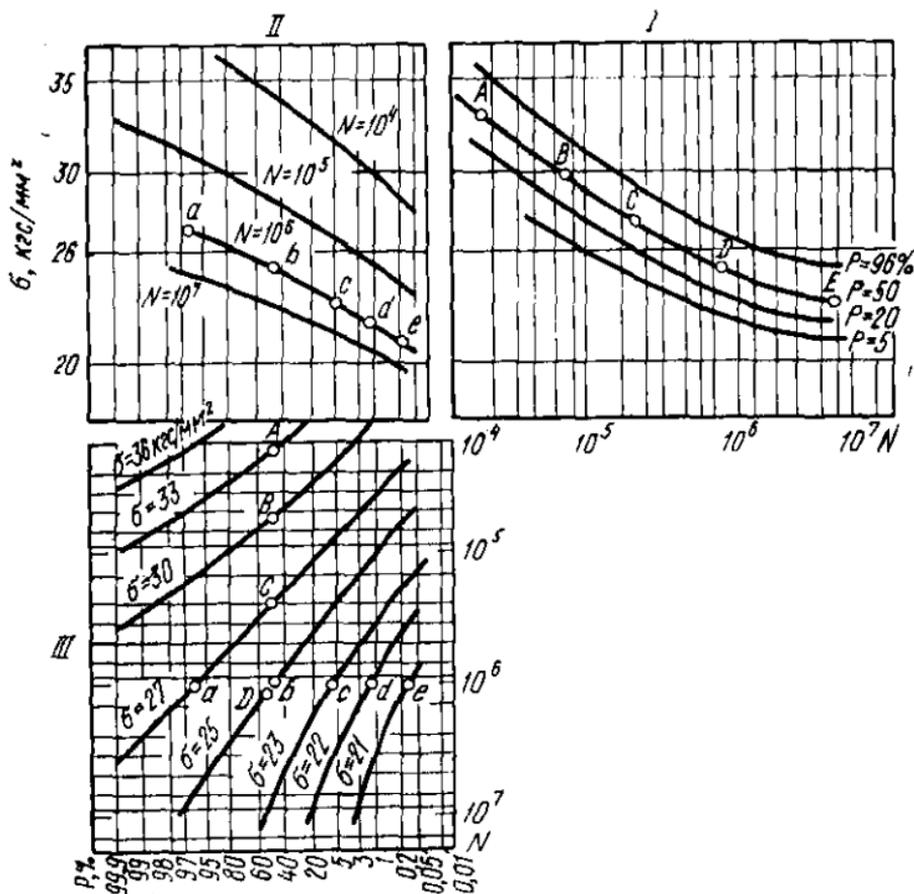


Рис. 138. Пример вероятностной диаграммы усталости (ГОСТ 2850—65)

действительно соблюдается, то зависимость $P - \lg N$ (функция распределения) будет прямой. На рис. 138, III построено несколько таких зависимостей для разных уровней напряжений.

Задавшись определенной вероятностью разрушения, находят напряжения и отвечающие им долговечности (при $P = 50\%$ точки $A - D$ на рис. 138, III), по которым

строят обычно кривые усталости ($ABCDE$, рис. 138, I). Каждой вероятности разрушения соответствует своя кривая усталости. Теперь, задаваясь определенной долговечностью (например, 10^6), получают по графикам $P - \lg N$ необходимые данные (точки $a - e$) для построения графических зависимостей вероятности разрушения от уровня напряжений (кривая $abcde$ на рис. 138, II). По этим кривым и оценивают усталостную долговечность, являющуюся наряду с пределом выносливости важнейшей характеристикой сопротивления усталости.

Величина предела выносливости снижается при наличии концентраторов напряжений. Для количественной оценки чувствительности σ_R к концентраторам определяют эффективный коэффициент концентрации напряжений K_σ . При симметричном знакопеременном цикле

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1H}}, \quad (173)$$

где σ_{-1} и σ_{-1H} — пределы выносливости гладкого образца и образца с надрезом.

Испытания, цель которых состоит в определении предела выносливости, относят к высокоцикловым усталостным испытаниям. В последние годы широкое распространение получили испытания на малоцикловую усталость (статическую выносливость). Их проводят с использованием относительно высоких напряжений и малой частоты циклов напряжений (не более 50 в минуту, в то время как при высокоцикловой усталости эта частота порядка 10^2 мин⁻¹ и более). База испытания на малоцикловую усталость не превышает 10^5 циклов. Таким образом, малоцикловая усталость относится к левой ветви кривых усталости (рис. 137, а, б), до их выхода на горизонталь или появления перегиба.

Кривые малоцикловой усталости строят в различных координатах. Часто используют, например, кривые $\sigma/\sigma_B - N$, где σ — номинальное циклическое напряжение, вызывающее разрушение через N циклов. Критериями выносливости материала в условиях малоцикловой усталости могут служить ограниченный предел выносливости, усталостная долговечность, величина отношения σ/σ_B , при которой разрушение происходит после заданного числа циклов нагружения.

2. ПРИРОДА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

По мере увеличения числа циклов при любых напряжениях выше предела выносливости в образце последовательно идут следующие основные процессы: 1) пластическая деформация; 2) зарождение трещин; 3) постепенное развитие некоторых из них и преимущественное распространение одной, главной трещины; 4) быстрое окончательное разрушение.

Пластическая деформация при циклическом нагружении

Движение дислокаций и образование линий скольжения в условиях повторно-переменных нагрузок наблюдается даже при напряжениях, меньших предела выносливости, который в свою очередь, как правило, ниже предела упругости материала. Скольжение происходит в тех же кристаллографических плоскостях и направлениях, что и при статической деформации. Начинается пластическая деформация в благоприятно ориентированных зернах вблизи концентраторов напряжений.

Развитие пластической деформации приводит к деформационному упрочнению. Оно особенно существенно при малоцикловой усталости, когда величина действующих напряжений велика¹. Наглядной характеристикой деформационного упрочнения может служить ширина петли гистерезиса в координатах *напряжение — деформация*.

В обычных усталостных испытаниях такие кривые не записывают, но если их построить по результатам динамических измерений напряжений и деформаций, то полученная диаграмма за каждый цикл нагружения будет иметь вид асимметричной петли (рис. 139). Асимметрия связана с проявлением эффекта Баушингера. Если образец в первом полуцикле подвергают сжатию, то при заданных характеристиках цикла первая петля на рис. 139 придет из точки *A* в точку *B*, когда образец будет заметно пластически деформирован. В результате разгрузки кривая попадет в точку *C* по прямой, соот-

¹ При малоцикловой усталости уже после первых циклов нагружения пластическая деформация заканчивается образованием трещин.

ветствующей снятию упругой деформации. Когда в следующем полцикле образец подвергается растяжению, пластическая деформация начинается при очень низком напряжении. Это и есть эффект Баушингера. Чем больше баушингеровская деформация, тем шире петля гистерезиса. Если материал будет упрочняться в процессе усталостного испытания, то величина этой деформации и ширина петли должны уменьшаться из-за возрастающих трудностей перераспределения дислокаций при изменении знака напряжений. Действительно, эксперименты показывают быстрое уменьшение ширины W петли гистерезиса по мере увеличения числа циклов нагружения N (см. рис. 139).

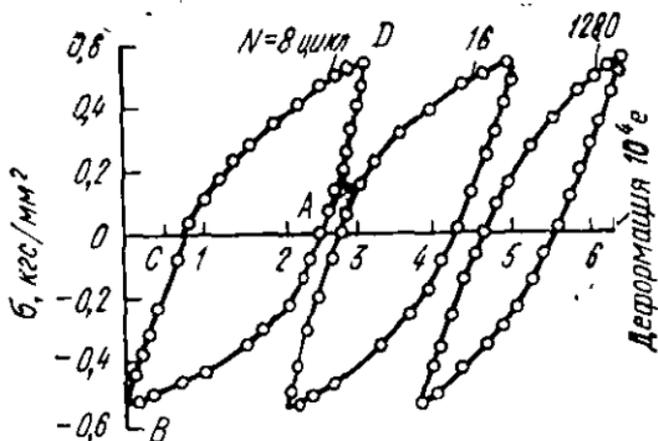


Рис. 139. Петли гистерезиса при циклическом нагружении монокристалла алюминия (Н. Томпсон и др.). Цифры на кривых — число циклов

Для монокристаллов алюминия, например,

$$W = AN^{-q}, \quad (174)$$

где q — коэффициент деформационного упрочнения;
 A — постоянная.

Обычно при высокоцикловой усталости ширина петли стабилизируется за время, не превышающее 5% длительности всего испытания.

Отличительный признак дислокационной структуры металлов после низкотемпературного циклического нагружения — многочисленные юрogi и дислокационные петли, появляющиеся уже на начальных этапах испытания. Это результат частых пересечений дислокаций и повышенной концентрации точечных дефектов, возникаю-

ших при движении дислокаций с порогами под действием переменных напряжений. С увеличением числа циклов наблюдается образование скоплений петель и дислокаций со ступеньками, а затем формирование малоугловых границ.

По мере увеличения числа циклов нагружения тонкие линии скольжения на поверхности превращаются в грубые полосы с необычным для статической деформации рельефом. Анализ профиля этих полос показывает наличие в них выступов и впадин. Развитие полос скольжения в условиях действия больших напряжений качественно аналогично тому, которое наблюдается при статической деформации. Они могут быть удалены путем полировки поверхности, и долговечность образца повысится. Однако полосы, образующиеся в процессе испытания с малой амплитудой напряжений, более устойчивы и полировкой уже не удаляются. Впадины в таких устойчивых полосах сначала имеют глубину не более 10 мкм, а по истечении $\sim 25\%$ общего времени испытания — до 30 мкм.

Зарождение усталостных трещин

Первые видимые трещины возникают у впадин устойчивых полос скольжения. Это доказано прямыми микроскопическими наблюдениями.

Таким образом, зародышами усталостных трещин являются поверхностные впадины. Механизм образования впадин и выступов можно представить по-разному. Они могут возникнуть, например, при последовательном действии дислокационных источников, генерирующих дислокации в разных системах.

Предположим, что вблизи поверхности образца имеются два источника M_1 и M_2 (рис. 140,а). Под действием прямого полупериода напряжений источник M_1 генерирует дислокации, при выходе которых на поверхность образуется ступенька одного направления (A на рис. 140,б), а от источника M_2 — другого (B на рис. 140,в). На обратном полупериоде источники генерируют дислокации противоположного знака, образующие ступеньки C (рис. 140,г) и D (рис. 140,д). При этом ступеньки A и B не уничтожаются из-за смещения плоскостей скольжения, по которым скользят дислокации от каждого источника, после смены знака напряжений. В результате за полный цикл

на поверхности образуются выступ и впадина, которые растут по мере увеличения числа циклов.

Вторая возможная схема образования выступов и впадин основана на представлении о возможности кругового движения винтовых дислокаций. Под действием циклически меняющихся напряжений винтовая дислокация может двигаться по замкнутому контуру, переходя из одной плоскости в другую за счет поперечного скольжения. При этом предполагается, что один конец дислокации выходит на поверхность. В результате последовательного перехода дислокации AA' в положения BB' , CC' и DD' (рис. 141) объем, ограниченный контуром $ABCD$,

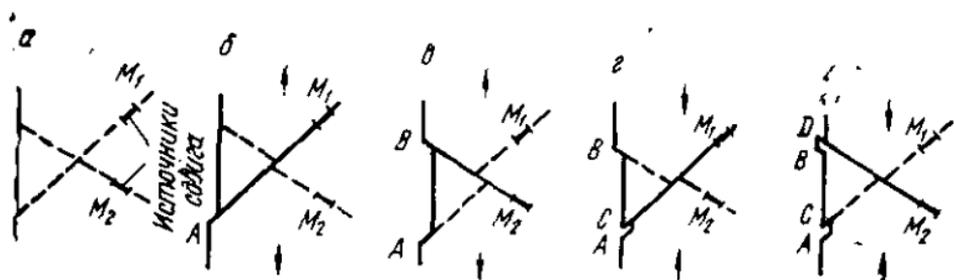


Рис. 140. Механизм образования поверхностных выступов и впадин при циклическом нагружении (Коттрелл, Халл)

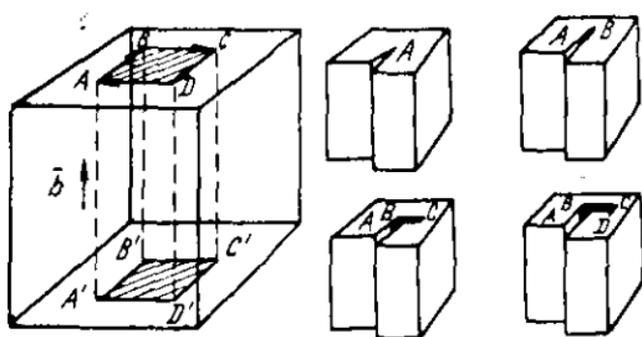


Рис. 141. Механизм образования впадины на поверхности в результате движения винтовой дислокации (Мотт)

переместится параллельно линии дислокации (вверх или вниз) на расстояние, равное ее вектору Бюргерса, образуя выступ или впадину. Для реализации этой схемы необходимо действие какого-либо запирающего механизма, который преобразует колебательное движение дислокации в движение по замкнутому контуру.

Предложен еще целый ряд механизмов образования выступов и впадин на поверхности образцов во время усталостных испытаний. Ни один из них нельзя считать общим или твердо доказанным. Наиболее близкими к действительности считаются те, которые базируются на анализе движения винтовых дислокаций. Это объясняется тем, что полосы скольжения, в которых появляются зародышевые трещины у впадин, формируются в условиях интенсивно развитого поперечного скольжения винтовых дислокаций.

Распространение усталостных трещин

Трещины зарождаются уже на начальных стадиях испытания — по истечении 5—10% общего времени испытания. Все остальное время приходится на процесс их постепенного развития. Этот процесс изучен еще недостаточно глубоко. На самых начальных стадиях роста, когда зародышевая трещина имеет субмикроскопические размеры, она может разрастаться за счет притока вакансий, в большом количестве возникающих при циклических нагружениях. Во многих случаях впадины в полосах скольжения достигают такой глубины, при которой их дальнейшее развитие может идти в результате концентрации напряжений у дна впадины (вершины трещины).

Вначале зародышевые трещины распространяются вдоль полос скольжения, а затем их рост происходит перпендикулярно направлению растягивающих напряжений (нормально поверхности образца). На усталостном изломе в этот период хорошо видны полосы, отражающие последовательное положение распространяющейся трещины (рис. 142). Трещина здесь развивается как вязкая: во время каждого цикла нагружения у ее вершины происходит значительная пластическая деформация. Скорость такого пре-



Рис. 142. Типичный усталостный излом (Чалмерс)

рывистого распространения трещины $v_{y, \tau}$ весьма мала и определяется ее длиной и уровнем действующих напряжений:

$$v_{y, \tau} = A \sigma^{2n} c^n, \quad (175)$$

где σ — напряжение без учета ослабления сечения образца трещиной;

n и A — константы.

Величина n , при которой формула (175) дает хорошее совпадение с экспериментом, для низких напряжений ~ 2 , а для высоких близка к 3.

На начальных стадиях испытания в образце возникает множество трещин, но большинство из них почти не развивается. Это объясняется упрочнением материала в локальных объемах, примыкающих к трещинам, из-за концентрации здесь напряжений. Дальнейшее развитие получают только те трещины, которые достигают достаточно большой длины и имеют очень острую вершину (малый радиус надреза). Окончательное разрушение происходит в результате ослабления сечения какой-то одной, самой острой и глубокой трещиной. Расстояние между стенками этой трещины очень мало, в некоторых точках они могут даже соприкоснуться и тереться друг о друга.

Итак, усталостная трещина — это глубокий и острый надрез. Площадь сечения образца в месте этого надреза со временем уменьшается настолько, что приложенные напряжения оказываются выше разрушающего (например, S_k — при испытании по схеме растяжение — сжатие). Как только такое условие будет достигнуто, произойдет очень быстрое окончательное разрушение — чаще хрупкое, иногда (у очень пластичных материалов) вязкое. В последнем случае время окончательного разрушения тоже ничтожно мало по сравнению со временем всего испытания.

Конечный вид усталостного излома всегда имеет две четко различимые зоны (рис. 142). Одна из них гладкая, притертая, со следами перемещения усталостной трещины. Вторая зона имеет структуру, типичную для хрупкого или вязкого разрушения при статических испытаниях.

3. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫНОСЛИВОСТИ

Усталостные свойства, как и всякие механические свойства, зависят от условий проведения испытания, состава и структуры материала.

Влияние характеристик цикла напряжений

Выше уже отмечалось, что поведение образцов и их усталостная долговечность в первую очередь определяются максимальным напряжением цикла и его амплитудой σ_a . Чем они больше, тем быстрее происходит усталостное разрушение.

Выносливость зависит также от среднего напряжения цикла σ_m , которое определяет постоянную составляющую циклического напряжения. Связь между σ_a и σ_m устанавливает диаграмма предельных амплитуд для заданной базы испытаний (рис. 143). Амплитуда цикла, откладываемая по оси ординат, соответствует пределу выносливости при определенном среднем напряжении σ_m .

Следовательно, точка A отвечает пределу выносливости σ_{-1} при заданной базе, точка E — разрушающее напряжение при $\sigma_a = 0$, т. е. в первом приближении предел прочности при статическом нагружении. Все другие точки, лежащие на кривой $ACDE$, характеризуют возможные «предельные» сочетания σ_a и σ_m . Точки, расположенные ниже линии $ACDE$, отвечают безопасным циклам напряжений, под действием которых разрушение не наступит через заданное при построении диаграммы число циклов. Точки же, лежащие над кривой $ACDE$, характеризуют циклы с таким сочетанием σ_a и σ_m , при котором разрушение произойдет прежде чем будет достигнута заданная база испытания.

Отношение σ_a/σ_m связано с коэффициентом асимметрии цикла:

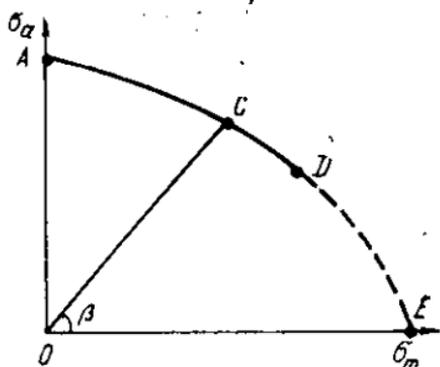


Рис. 143. Диаграмма предельных амплитуд

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1 - R_\sigma}{1 + R_\sigma} \quad (176)$$

Направление луча из начала координат диаграммы на рис. 143 в точку на линии $ACDE$ характеризует асимметрию соответствующего цикла. Например, для точки C отношение $\sigma_a/\sigma_m = tg\beta$. При заданном среднем напряжении σ_m увеличение коэффициента асимметрии цикла будет приводить к повышению выносливости.

Из диаграммы предельных амплитуд следует, что чем больше среднее напряжение цикла, тем меньшая амплитуда напряжений требуется для разрушения материала при одной базе испытания. Допустимые напряжения σ_m связаны также с максимальным и минимальным напряжениями цикла.

Диаграмма предельных напряжений в координатах $\sigma_m - (\sigma_{max}, \sigma_{min})$ показана на рис. 144. Она относится к определенной базе испытаний и построена по точкам следующим образом. Допустим, что σ_m соответствует отрезку OC' . В точке C' восстанавливаем перпендикуляр $C'C_0 = OC'$ и откладываем вверх и вниз от точки C_0 отрезки, соответствующие амплитуде цикла $\sigma_a = C_0C$. В результате получаем точки C , ординаты которых определяют σ_{max} и σ_{min} . Точно так же можно установить

положение точек D, B, A и т. д. Соединяя их, получаем геометрическое место точек максимальных и минимальных напряжений цикла — кривые AE , которые характеризуют пределы выносливости при разной величине σ_m .

Симметричный цикл с $\sigma_m = 0$ соответствует самому большому размаху цикла AA , причем $OA = \sigma_{-1}$. Если $\sigma_m = \sigma_B$, то размах цикла, при котором наступает разрушение, будет нулевым (точка E). Участки DE на рис. 143 и 144 даны

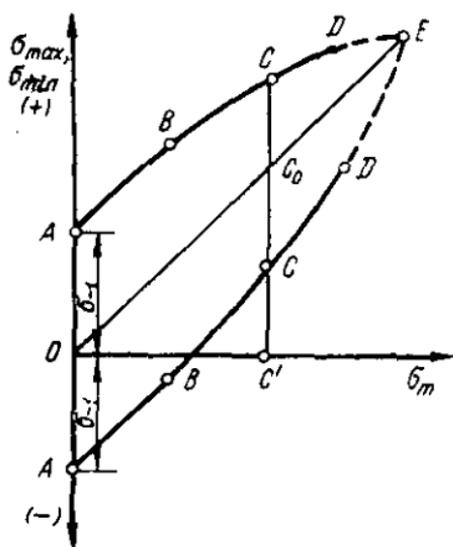


Рис. 144. Диаграмма предельных напряжений в координатах $\sigma_m - \sigma_{max}, \sigma_{min}$

пунктиром, т. к. в области высоких напряжений образцы при циклическом нагружении сильно разогреваются и разрушение происходит после первых же циклов.

На диаграмме (см. рис. 144) безопасные режимы соответствуют точкам между кривыми АЕ. Точки, расположенные за пределами площади между этими кривыми, отвечают таким соотношениям σ_m и σ_{\max} (σ_{\min}), при которых разрушение происходит при меньшем числе циклов, чем заданная база.

Существенное влияние на характеристики выносливости оказывает соотношение растягивающих и сжимающих напряжений. Чем больше растягивающие напряжения, тем ниже выносливость. Наоборот, увеличение средних сжимающих напряжений при неизменном растягивающем смещает кривую усталости в сторону больших напряжений. Эти эффекты объясняют противоположным действием растягивающих и сжимающих напряжений на процесс раскрытия трещины. Дополнительное сжатие тормозит этот процесс, а растяжение ускоряет его.

Характер изменения напряжения между σ_{\max} и σ_{\min} мало сказывается на выносливости. Поэтому циклы сложной формы, встречающиеся на практике, всегда можно свести к простым, а стандартные усталостные испытания проводят с использованием простейших по геометрии циклов.

Повышение частоты циклов при прочих равных условиях обычно вызывает некоторое увеличение характеристик выносливости, особенно при повышенных температурах. Наибольший предел выносливости получается при испытаниях по схеме изгиба, наименьший — при кручении. В области малоциклового усталости, где металл подвергается заметной пластической деформации, ее амплитуда Δe_n становится важнейшей характеристикой цикла. Увеличение долговечности материалов с уменьшением Δe_n описывается уравнением

$$N = k_{\Delta} (\Delta e_n)^{-2}, \quad (177)$$

где k — константа при $N < 10^5$.

Влияние состояния поверхности и концентраторов напряжений

Поскольку усталостные трещины образуются в поверхностных слоях образцов и деталей, состояние этих слоев играет важную роль.

Для получения высокого предела выносливости структура поверхностного слоя должна обладать максимально возможным сопротивлением деформации. Это достигается применением химико-термической обработки, поверхностным наклепом и т. д. Все эти обработки способствуют не только упрочнению поверхности, но и созданию там дополнительных сжимающих напряжений, которые, как отмечалось выше, тормозят развитие усталостных трещин.

На усталостные свойства сильно влияет внешняя среда, контактирующая с поверхностью. Установлено, что на воздухе усталостные трещины развиваются быстрее, чем в вакууме. Вероятно, кислород абсорбируется на стенках трещины и уменьшает их поверхностную энергию. Поэтому любые способы изоляции поверхности от воздушной атмосферы увеличивают предел выносливости.

Если материал во время циклического нагружения находится в жидкой коррозионной среде, то его выносливость может резко снизиться. Это явление коррозионной усталости наиболее важно для материалов, работающих в контакте с водой, особенно морской. При выборе материала для таких условий работы нужно в первую очередь обращать внимание на его коррозионную стойкость и лишь во вторую — на выносливость в обычных условиях.

Усталостные трещины часто возникают на поверхности у различных концентраторов напряжений. Поэтому большое внимание уделяют качеству поверхности образцов при испытаниях. Выше уже отмечалось, что полировка поверхности, особенно электролитическая, приводит к существенному повышению предела выносливости. Этот эффект наглядно проявляется также, если производить подполировку в процессе испытания, удаляя возникающие из-за пластической деформации поверхностные неровности.

По С. В. Серенсену, переход от полированных образцов из стали с $\sigma_B = 100$ кгс/мм² к хорошо отшлифованным снижает предел выносливости на $\sim 10\%$, к грубо отшлифованным — на $\sim 15\%$, а к фрезерованным — на $\sim 45\%$.

Наиболее важным концентратором напряжений являются надрезы, которые всегда имеются на поверхности реальных изделий в виде рисок, царапин, мелких

трещин. Чувствительность материала к надрезам при усталостных испытаниях оценивается эффективным коэффициентом концентрации напряжений K_σ [см. формулу (173)] и коэффициентом чувствительности к надрезам

$$q_\sigma = \frac{K_\sigma - 1}{\alpha_\sigma - 1}, \quad (178)$$

где α_σ — отношение напряжения у основания надреза к номинальному, приложенному к образцу.

Величина q_σ может меняться от 0 (у материалов, выносливость которых не зависит от наличия надреза заданной геометрии) до 1, когда $K_\sigma = \alpha_\sigma$.

Чувствительность материала к надрезу при усталостных испытаниях, как и в условиях статического нагружения, определяется в первую очередь его пластичностью. Чем выше пластичность, тем больше работа пластической деформации даже при наличии концентратора напряжений, меньше скорость распространения трещины и больше предел выносливости. Однако нечувствительными к поверхностному надрезу могут оказаться и хрупкие материалы, содержащие большое число внутренних концентраторов напряжений (например, серый чугун). Поэтому низкое значение коэффициента q_σ следует считать ценным свойством материала только в том случае, если оно сочетается с высоким пределом выносливости.

Влияние масштабного фактора также связывают с качеством поверхности. При увеличении размеров образца (детали) растет вероятность наличия на его поверхности опасного концентратора напряжения, который вызовет преждевременное усталостное разрушение.

Влияние температуры испытания

Изменение температуры качественно не сказывается на характере кривых усталости. По мере ее повышения наблюдается смещение этих кривых в сторону более низких напряжений. Если при каких-то температурах испытания сплавов происходят фазовые или структурные изменения, то это приводит к немонотонному изменению характеристик выносливости. Например, вследствие деформационного старения на температурной

зависимости σ_{-1} углеродистых сталей может появиться максимум вблизи 600 К, где движение дислокаций сильно затруднено углеродными атмосферами.

В условиях высокотемпературной усталости, как и при ползучести, формируется субзеренная структура, характер распространения трещин вместо внутризеренного часто становится межзеренным. Трещины зарождаются в стыках между зернами в результате межкристаллитных смещений или на пограничных порах. Эти поры возникают в месте встречи поверхности границы с полосами скольжения.

В реальных условиях высокотемпературной службы материалов усталостные процессы и ползучесть протекают параллельно. Важное значение имеет усталость в условиях циклического изменения температуры. Если такое изменение температуры происходит при постоянном напряжении, то мы имеем дело с так называемой термической усталостью. Разрушение здесь происходит как в результате циклического нагружения (под действием термических напряжений), так и в результате ползучести.

В условиях циклического нагружения при одновременном термоциклировании долговечность материала определяется, во-первых, температурной зависимостью его выносливости, во-вторых, сопротивлением термической усталости и, наконец, способностью к релаксации напряжений путем ползучести.

Связь выносливости с другими механическими свойствами

Характеристики выносливости определяются сочетанием прочностных и пластических свойств материала при статическом нагружении. Поэтому все эффекты легирования и структурных изменений, которые способны повысить механические свойства сплавов при растяжении и других статических испытаниях, будут повышать и выносливость.

Предел выносливости многих материалов скоррелирован с их пределом прочности на растяжение. Величина σ_{-1} образцов без надреза составляет 0,25—0,6 σ_b . Однако если принимать меры только для увеличения σ_b и других прочностных характеристик, то этого может оказаться недостаточным для повышения выносливости,

Упрочнение будет приводить к затруднению зарождения усталостных трещин. Однако если при этом существенно снизится пластичность, то распространение уже возникшей трещины будет облегчено. Например, у закаленного дюралюминия предел выносливости может быть выше, чем после старения, когда прочность повышается, но пластичность значительно снижается.

Поэтому более правильно ориентироваться на корреляцию σ_{-1} с произведением $\sigma_{вф}$. Сочетания повышенных прочностных и пластических свойств можно добиться, например, путем легирования твердого раствора, измельчения зерна и субструктуры, создания композитных материалов. В последних развитие усталостной трещины затруднено из-за необходимости ее перехода через межфазную границу. При этом, однако, необходима высокая прочность сцепления волокна с матрицей. В противном случае трещина сможет легко развиваться вдоль поверхности со слабым сцеплением.

Характеристики выносливости связаны с сопротивлением распространению трещины, например с вязкостью разрушения K_{Ic} , которая в конечном итоге тоже есть производная прочностных и пластических свойств материала. Так, для некоторых сталей предел выносливости прямо пропорционален K_{Ic} .

Вязкость разрушения при плоской деформации можно оценить по результатам усталостных испытаний. Для этого используют образец с надрезом, который подвергают усталостному испытанию по обычной методике вплоть до разрушения. На поверхности излома определяют длину усталостной трещины, которую принимают за критическую $e_{кр}$.

Расчет вязкости разрушения при циклическом нагружении K_{Ic}^II ведут по общему уравнению линейной механики разрушения:

$$K_{Ic}^II = \sigma \sqrt{\pi l_{кр}}, \quad (179)$$

где σ — максимальное напряжение цикла.

Рабочие формулы для расчета K_{Ic}^II и критерии корректности его определения аналогичны используемым при испытаниях на «статическую» вязкость разрушения (см. гл. V).

Результаты испытаний различных сплавов показали, что $K_{Ic}^{\text{Ц}} \approx K_{Ic}$. Например, для стали 40ХН после изотермической закалки $K_{Ic} = 226$, $K_{Ic}^{\text{ЦI}} = 210$ кгс/мм^{3/2}; для плиты из алюминиевого сплава марки В95 $K_{Ic} = 110$, $K_{Ic}^{\text{Ц}} = 100-114$ кгс/мм^{3/2}. Таким образом, сопротивление материала распространению трещины в условиях плоской деформации при циклическом и статическом нагружениях примерно одинаково.

При высоких температурах выносливость прямо пропорциональна сопротивлению ползучести и длительной прочности материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. М., «Металлургия», 1970. 472 с. с ил.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М., «Мир», 1972. 408 с. с ил.
3. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов. М., Metallurgizdat, 1963. 272 с. с ил.
4. Кеннеди А. Д. Ползучесть и усталость в металлах. М., «Металлургия», 1965. 312 с. с ил.
5. Тимошук Л. Т. Механические испытания металлов. М., «Металлургия», 1971. 224 с. с ил.
6. Авдеев Б. А. Техника определения механических свойств материалов. Изд. 4-е. М., «Машиностроение», 1965. 488 с. с ил.

Вадим Семенович ЗОЛОТОРЕВСКИЙ

**МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ
И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ**

Редактор издательства А. А. Сальников
Художественный редактор Д. В. Орлов
Технический редактор В. А. Лыкова
Корректоры Н. Л. Залуцкая, Н. С. Митрофанова
Переплет художника В. П. Сысоева

Сдано в набор 12/XI 1973 г. Подписано в печать 13/V 1974 г.
Т-08782 Формат бумаги 84×108¹/₃₂. Бумага типографская № 3
Усл. печ. л. 15,96 Уч.-изд. л. 16,43

Тираж 20 000 экз. Заказ 671 Изд. № 2412 Цена 69 коп.

Издательство «Металлургия», 119034, Москва,
Г-34, 2-й Обыденский пер., 14

Подольская типография Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
г. Подольск, ул. Кирова, д. 25