

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО
СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ РСФСР

КУЙБЫШЕВСКИЙ ордена ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ имени АКАДЕМИКА С. П. КОРОЛЕВА

Н. П. Морозов, В. И. Крюков, О. К. Колеров

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
ДЕФОРМАЦИИ,
ПРОЧНОСТИ И ЖАРОПРОЧНОСТИ
МЕТАЛЛОВ И АВИАЦИОННЫХ
СПЛАВОВ

Учебное пособие

*2-е издание, переработанное
и дополненное*

Физические основы деформации, прочности и жаропрочности металлов и авиационных сплавов: Учеб. пособие/Н. П. Морозов, В. И. Крюков, О. К. Колеров; Куйб. авиац. ин-т. Куйбышев, 1989. 71 с.

В пособии рассматриваются физические основы пластической деформации и прочности металлических материалов на основе несовершенств кристаллического строения. Особое внимание уделено раскрытию механизмов деформации и разрушения, а также принципов создания высокопрочных структурных состояний сплавов.

Пособие предназначено для студентов металлургического факультета (спец. 11.08), изучающих курс «Металлография». Оно может быть полезным для студентов других специальностей.

Печатается по решению редакционно-издательского совета института

Рецензенты: проф. Б. Ф. Трахтенберг,
доц. В. Д. Юшин

ПРЕДИСЛОВИЕ

При решении сложных и разнообразных задач по изысканию, производству и обработке новых высокопрочных материалов, которые особенно остро ставит авиационная техника, знания металлурга в области физических основ пластичности и прочности становятся совершенно необходимыми. В настоящее время при создании таких материалов все более широко используются процессы целенаправленного формирования тонкой структуры на стадии получения заготовок и полуфабрикатов, особенно методами обработки давлением. В этой связи достаточно упомянуть термомеханическую обработку, основанную на сочетании пластической деформации и термической обработки, которая существенно (на 30—50%) повышает механические свойства изделий и все шире применяется в авиационной и металлургической промышленности. С другой стороны, разработка высокопроизводительных процессов обработки давлением требует более глубокого понимания сущности явлений, происходящих при пластическом формоизменении. Без такого понимания невозможно создание и эффективное применение технологий с использованием явления сверхпластичности, высокоскоростных методов штамповки и других способов обработки давлением, особенно труднодеформируемых авиационных сплавов.

В предлагаемом пособии авторы стремились дать доступное систематическое изложение основ физики пластичности и прочности для первоначального изучения студентами данной темы в курсе металлографии и восполнить пробел в учебной литературе по этому вопросу.

1. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ

Наиболее важная характеристика металлов и сплавов — их механические свойства. Механические свойства определяются при испытаниях на статическое растяжение, сжатие, изгиб, кручение, а также на ударный изгиб, усталость от действия знакопеременных нагрузок и пр. По комплексу механических свойств с той или иной степенью достоверности судят о поведении материала в элементах конструкций и деталях машин, а также при обработке давлением, резанием и т. д.

Механические свойства отдельных металлов и сплавов изменяются в очень широких пределах, однако по своим совокупным свойствам металлические материалы резко выделяются из остальных групп материалов и наиболее приемлемы для технического применения.

В силу металлического характера связи атомов металлы обладают *высокой пластичностью* — способностью деформироваться на большую величину без разрушения — и *высокой прочностью* — деформирование может происходить под действием сравнительно больших усилий, прилагаемых к образцу. Сочетание высокой пластичности и прочности придает металлам *вязкость*, т. е. способность поглощать значительную энергию при постепенном увеличении деформации вплоть до разрушения.

Иногда вязкость смешивают с пластичностью, мягкостью и другими свойствами. Так, кусок пластичной глины сильно деформируется без разрушения, но вязкость ее мала, так как глина деформируется при небольших напряжениях и, следовательно, поглощает очень мало механической энергии. В соответствии с этим механические характеристики делят на три основные группы: прочностные, деформационные (пластические) и энергетические (вязкость). К прочностным характеристикам, определяемым при испытаниях на растяжение, относятся: предел прочности (временное сопротивление разрыву) σ_b , физический предел текучести σ_T или условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, устанавливаемый по остаточной деформации 0,2% от первоначальной длины образца, и предел упругости σ_e , а к пластиче-

ским — относительное сужение в шейке Ψ , относительное удлинение при разрыве δ , относительное равномерное удлинение δ_p (рис. 1). Вязкость металлов чаще всего определяют в испытаниях на ударный изгиб образцов с надрезом и называют ударной вязкостью a_u . Кроме этих трех групп механических свойств важное значение имеют упругие константы материала: модули нормальной упругости E и сдвига G .

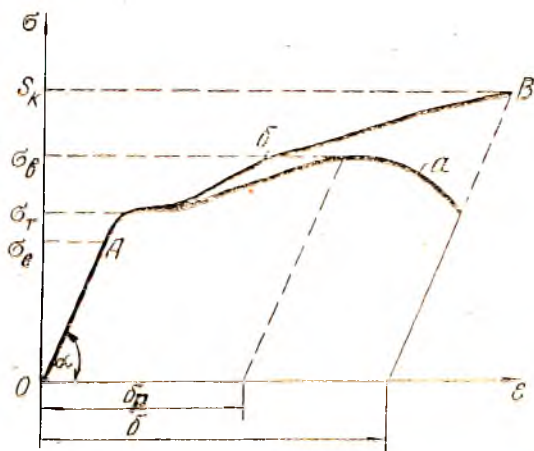


Рис. 1. Условное напряжение — относительная деформация (a) и истинное напряжение — относительная деформация (b) для пластического материала, подвергнутого испытанию на растяжение

Процесс деформирования при растяжении образца обычно изображают на диаграмме растяжения, построенной в координатах условное напряжение σ — относительная деформация ϵ (см. рис. 1, кривая a). Относительная деформация ϵ находится делением абсолютного приращения длины образца $\Delta l = l - l_0$ между двумя выбранными точками (расчетная база) после приложения известной нагрузки на первоначальную длину расчетной базы l_0 . Условное напряжение σ вычисляют делением нагрузки P в соответствующий момент деформации на первоначальную площадь сечения образца F_0 . Такой способ расчета σ дает заниженное значение напряжений, существующих в металле при пластическом деформировании, так как в действительности площадь поперечного сечения при растяжении постепенно уменьшается, особенно после образования шейки на образце. Более достоверные сведения о напряжениях в металле образца дает кривая истинных напряжений (рис. 1, кривая b), при вы-

числении которых принимается наименьшее текущее значение площади поперечного сечения F .

В соответствии с диаграммой растяжения (рис. 1) процесс деформирования делят на три основные стадии: упругую (прямая OA), упругопластическую (участок AB) и разрушение (точка B).

Упругая деформация — это изменение формы тела (при растяжении — увеличение длины и уменьшение площади сечения), исчезающее после снятия внешней нагрузки. Установлено, что упругое деформирование сопровождается изменением объема тела, а предельные величины упругих деформаций для подавляющего большинства металлов и сплавов составляют доли процента первоначальной длины образца.

Если изменение формы тела остается после снятия нагрузки, то такую деформацию называют *остаточной*, а процесс деформирования — *упругопластическим*. Предельные значения остаточной (пластической) деформации для большинства металлов несравненно больше, чем упругой, и достигают нескольких (или десятков) процентов. Однако при столь значительных остаточных деформациях объем тела практически не меняется и принимается постоянным.

Следует подчеркнуть, что деформирование при напряжениях σ , превышающих предел упругости σ_e , не означает прекращение развития упругой деформации. Для иллюстрации этого положения рассмотрим схемы диаграмм растяжения трех однородных образцов, нагруженных напряжениями, соответствующими точкам a , c и m на рис. 2.

Из построения видно, что за пределом упругости растет не

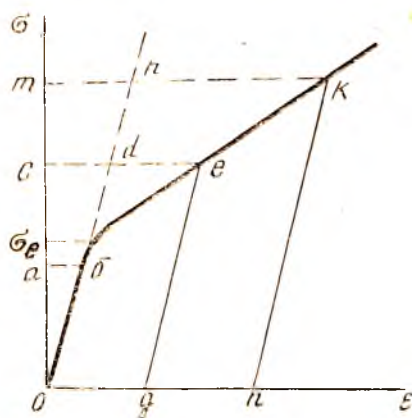


Рис. 2. Определение величины упругой деформации за пределом упругости

только пластическая часть ($nk > de$) общей деформации, но и упругая ($mn > cd > ab$). Это явление имеет важное значение в процессах холодной штамповки, широко применяемой в авиационной промышленности. Так, для гибки полосы металла на точно заданный угол β инструмент (матрица и пуансон) изготавливается с несколькими углами β_1 . Величина $\beta_1 - \beta$ учитывает упругое возвращение (пружинение) и может быть определена из диаграммы истинных напряжений.

2. МЕХАНИЗМ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ. МОДУЛЬ УПРУГОСТИ

Любое твердое тело сохраняет свою целостность при нагружении благодаря наличию сил взаимодействия между атомами. Силы взаимодействия между атомами в металле складываются из сил: a — притяжения между положительно заряженными ионами и отрицательно заряженными свободными электронами, b — отталкивания между одинаково заряженными ионами. Схема изменения этих сил в зависимости от расстояния между двумя атомами приведена на рис. 3 (кривые 1 и 2), где показана также результирующая сила взаимодействия между атомами (кривая 3), которая является алгебраической суммой сил притяжения (+) и отталкивания (—). Величина этой силы имеет криволинейную зависимость от расстояния r и для двух атомов описывается уравнением

$$P = a/r^{m+1} - b/r^{n+1}, \quad (1)$$

где a и b — числовые коэффициенты; m и n — показатели степени, равные $m \approx 1$ и $n \approx 3$.

Основные черты сил взаимодействия, представленные на рис. 3, сохраняются и для реальной кристаллической структуры металла. В точке $r = r_0$ силы притяжения и отталкивания взаимно уравновешиваются и при отсутствии внешних сил атомы занимают равновесное положение, характеризующееся параметром кристаллической решетки a .

Приложение к металлу внешней нагрузки вызывает искажение кристаллической решетки в результате упругих смещений отдельных атомов из положений равновесия. Растягивающая нагрузка увеличивает расстояние между атомами вдоль оси ее действия на величину Δa , сжимающая нагрузка уменьшает его на величину Δa , а сдвиговая — приводит к искажению углов кристаллической решетки в результате смещения одного слоя атомов по отношению к другому на величину Δa . Эти смеще-

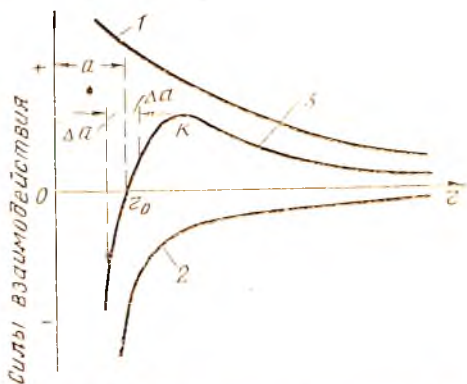


Рис. 3. Схема сил взаимодействия между атомами металла в функции межатомного расстояния

ния нарушают баланс сил взаимодействия между атомами, вследствие чего возникает реактивная сила $P' = P$, стремящаяся вернуть атомы в положение устойчивого равновесия. Сила P' , приходящаяся на единицу площади сечения, называется напряжением. Согласно уравнению (1) и рис. 3 величина напряжения имеет криволинейную зависимость от смещения Δa . Однако, как уже отмечалось, относительные смещения атомов, т. е. относительная упругая деформация $\epsilon = \Delta a/a$ или относительный упругий сдвиг $\gamma = \Delta a/a$, весьма малы, поэтому зависимость силы, стремящейся вернуть атомы в прежнее положение равновесия, от величины смещения (относительной деформации) близка к линейной функции. Это допущение лежит в основе известного закона Гука, согласно которому при нагрузках меньше предела упругости данного материала нормальные напряжения σ являются линейной функцией относительной деформации ϵ , а касательные напряжения τ — линейной функцией относительного сдвига γ , т. е.

$$\sigma = E \epsilon \text{ и } \tau = G \gamma, \quad (2)$$

где E и G — модули нормальной упругости и сдвига.

Закон Гука имеет удовлетворительную точность при упругих деформациях до 1%, что подтверждается почти прямолинейным участком кривой 3 (рис. 3) вблизи точки r_0 и почти прямолинейным участком кривой истинных напряжений на диаграмме растяжения (рис. 1). При более высоких упругих деформациях, наблюдаемых, например, в монокристаллах с идеальной решеткой, принимается нелинейная зависимость между напряжениями и упругими деформациями типа

$$\epsilon = \sigma/E + K_1 (\sigma/E)^2 + K_2 (\sigma/E)^3 + \dots, \quad (3)$$

где K_1 и K_2 — коэффициенты.

Рассмотрим механическую и физическую интерпретацию модуля упругости. Из формулы (2) имеем:

$$E = \sigma/\epsilon. \quad (4)$$

На диаграмме растяжения (рис. 1) $\sigma/\epsilon = \operatorname{tg} \alpha$. Следовательно, модуль упругости E численно равен тангенсу угла наклона начального участка ОА кривой растяжения к оси деформаций. Он характеризует темп нарастания напряжения с увеличением деформации. Чем больше E , тем большее напряжение σ необходимо для осуществления заданной деформации. Это положение иллюстрируется схемой упругого растяжения двух различных материалов А и Б, имеющих модули упругости соответственно E_A и E_B (рис. 4,а).

С другой стороны, модуль упругости характеризует жесткость материала конструкции, которая определяется величиной

деформации, вызванной нагрузкой меньше предела упругости. Чем больше величина E , тем меньше деформация ϵ , обусловленная заданной нагрузкой (напряжением σ), и выше относительная жесткость материала (рис. 4,б).

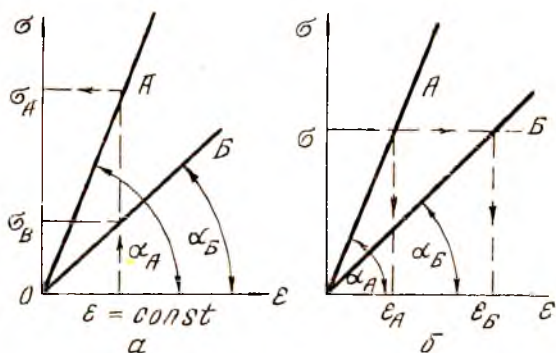


Рис. 4. Схемы, иллюстрирующие механический смысл модуля упругости E при $\epsilon = const$ (а) и $\sigma = const$ (б)

Так как относительная деформация ϵ — величина безразмерная, то из формулы (4) следует, что модуль упругости E имеет ту же размерность, что и напряжение σ , т. е. Па или МПа, причём $1 \text{ МПа} \approx 0,1 \text{ кгс/мм}^2$.

Как уже отмечалось, напряжение представляет собой силу, появившуюся в результате вынужденного изменения расстояния между атомами при деформации тела. Поэтому напряжение, соответствующее любой данной деформации, а следовательно и отношение этого напряжения к деформации, т. е. модуль упругости E , является по своему физическому смыслу функцией сил взаимодействия между атомами, выведенными из положения равновесия, и зависит при данной температуре только от природы взаимодействующих атомов и их расположения относительно друг друга.

Модули упругости E и G являются наиболее устойчивыми из всех механических свойств материала. Они структурно не чувствительны, т. е. не зависят от размера зерна и наличия дефектов кристаллического строения. Казалось бы, на модуль упругости можно заметно повлиять легированием металла широкими атомами или изменением типа кристаллической решетки. Однако даже высокий уровень легирования сталей и других материалов (до 20—30%) меняет модуль упругости всего на 3—6%, что несущественно. При изменении типа кристаллической решетки сплава в результате термической обработки также

не удается вызвать заметного изменения модуля упругости, так как состав сплава при этом не меняется, природа атомов сохраняется той же, а расстояние между ними, следовательно и силы взаимодействия, изменяются незначительно.

Известно, что легированием и термической обработкой можно резко повысить пределы прочности, текучести и упругости и тем самым увеличить прочность конструкции. Но иногда с этим неправильно связывают и повышение ее жесткости. В действительности жесткость не возрастает, ибо модуль упругости практически не меняется. Для ее существенного увеличения имеются только два пути: увеличение размеров сечения и изменение его конфигурации или замена данного материала другим с более высоким модулем упругости. Учитывая, что модуль упругости анизотропен, в принципе можно повысить его значение и, следовательно, жесткость в нужном направлении за счет текстурованности металла. Но этот путь связан с большими техническими трудностями и пока практически не используется.

3. ОСНОВНОЙ МЕХАНИЗМ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛА

Если нагрузка, приложенная к образцу, превосходит предел упругости металла, то в нем возникает необратимая или остаточная деформация, которая увеличивается с ростом приложенного напряжения вплоть до разрушения образца (рис. 1). Картина пластической деформации реального поликристаллического многофазного сплава весьма сложна. Рассмотрим сначала пластическую деформацию монокристалла чистого металла, а затем учтем влияние примесей, границ зерен и вторых фаз.

При обосновании механизма пластической деформации исходят из установленных факторов, к которым относятся: *a* — возможность большой (десятки процентов) необратимой остаточной деформации, вызывающей изменение формы тела; *b* — сохранение неизменными плотности и строения кристалла.

Единственно возможным деформационным процессом, удовлетворяющим этим условиям, является такое взаимное смещение частей кристалла относительно друг друга, при котором всякий атом занимает в конечном итоге положение, занимаемое до этого другим атомом. Такой процесс называют *скольжением*.

Возникает вопрос — каким типом нагрузки вызывается такое скольжение? Из теории упругости известно, что при любой системе сил, приложенных к телу, напряженное состояние в окрестностях каждой точки может быть сведено к шаровому тензору напряжений (трехосное равномерное растяжение или

сжатие) и девиатору напряжений — эквиваленту действия касательных напряжений сдвига.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что всестороннее равномерное растяжение или сжатие не может вызывать остаточные деформации. Следовательно, необратимое смещение атомов из узлов кристаллической решетки в новое эквивалентное положение с минимумом потенциальной энергии может быть вызвано только действием касательных напряжений сдвига τ .

Как показали специальные опыты, нормальные составляющие σ напряженного состояния не оказывают значительного влияния на величину остаточной деформации при заданном уровне нагружения напряжениями сдвига. Это не означает, что, например, простое растяжение бруса не вызовет в нем скольжения и остаточной деформации. Из сопротивления материалов известно, что в косых сечениях растягиваемого бруса действуют не только нормальные, но и касательные напряжения, причем максимального значения они достигают в площадках, наклоненных под углом 45° к оси бруса.

Таким образом, *механизм холодной пластической деформации заключается в скольжении отдельных частей кристалла относительно друг друга по определенным плоскостям и направлениям под действием касательных напряжений сдвига*. На возможность развития скольжения решающее влияние оказывает тип связи атомов в кристалле. В ионных и ковалентных кристаллах при таком сдвиге межатомная связь нарушается раньше, чем какой-либо атом (ион) достигает положения, в котором он может образовать связь с новым соседом. При сдвиге группы атомов (ионов) сцепление вдоль некоторой определенной плоскости в кристалле исчезает и вместо скольжения происходит хрупкое разрушение.

В металлических кристаллах при скольжении каждый атом начинает притягиваться в новое положение равновесия раньше, чем произойдет разрыв связей в прежнем положении, т. е. раньше, чем будет пройден максимум в точке К на кривой 3 (рис. 3) результирующей силы взаимодействия между атомами металла. Вследствие ряда последовательных перемещений (каждый раз на одно межатомное расстояние) любой слой атомов в металлическом кристалле может быть смещен на 100, 1000 и даже большее число межатомных расстояний вдоль плоскости скольжения. Такое скольжение без разрушения обеспечивается в металлах облаком легко подвижных электронов, стягивающих положительно заряженные ионы металла при любом взаимном их положении.

На рис. 5 показаны последовательные стадии деформации монокристалла с идеальной кристаллической решеткой касательными напряжениями сдвига τ . При нагружении кристалла напряжениями ниже предела упругости (рис. 5,б) происходит только искажение прямых углов кубической решетки. При снятии такой нагрузки атомы самопроизвольно возвращаются в первоначальное положение (рис. 5,а). Когда же напряжение достигает величины, называемой *критическим напряжением сдвига* $\tau_{кр}$,

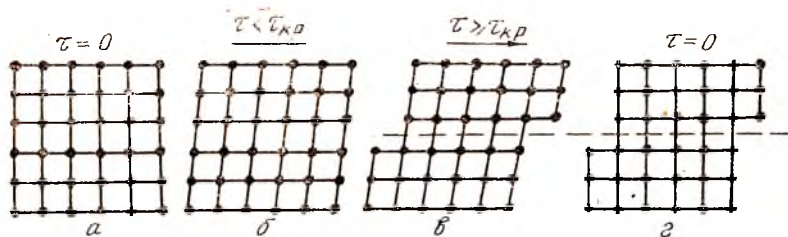


Рис. 5. Упругая и пластическая деформация кристалла с кубической решеткой, подвергнутого действию касательных напряжений сдвига

происходит скольжение одной части кристалла относительно другой по плоскости сдвига (пунктир на рис. 5,в) на некоторое число межатомных расстояний (на рисунке условно принято одно межатомное расстояние). Устранение касательных напряжений $\tau \geq \tau_{кр}$ приводит к исчезновению упругой деформации, но не вызывает возвращения атомов сдвинутой части кристалла в исходное положение. В результате возникает необратимая остаточная деформация (рис. 5,г).

4. ПЛОСКОСТИ И НАПРАВЛЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ В КРИСТАЛЛАХ

Известно, что кристаллы проявляют сильную анизотропию в отношении многих свойств, в том числе и сопротивления деформациям. Плоскости и направления скольжения в металлическом кристалле определяются не случайными обстоятельствами. В частности, они не могут быть предсказаны на основании расчета величины и направления максимального касательного напряжения, вызванного внешней нагрузкой того или иного вида.

В любом кристалле скольжение возможно только вдоль некоторых кристаллографических плоскостей и в определенных направлениях, лежащих в этих плоскостях. Обычно оно происходит по плоскостям с наиболее плотной упаковкой атомов, а

в таких плоскостях — в направлении кратчайшего расстояния между атомами. В этом случае необходимо наименьшее нарушение идеального порядка в их расположении и, следовательно, меньшая величина сдвигового напряжения, не приводящего к разрыву связей между ними в процессе скольжения. Из рис. 6 видно, что в плотноупакованном слое, подвергнутому действию силы τ , скольжение пойдет не по направлению действия этой силы — AB , — а в направлениях CD или AF , где кратчайшее расстояние между центрами атомов. Аналогичным образом на трехмерной модели шаров можно показать, что скольжение наиболее вероятно по плоскостям с наиболее плотной упаковкой атомами.

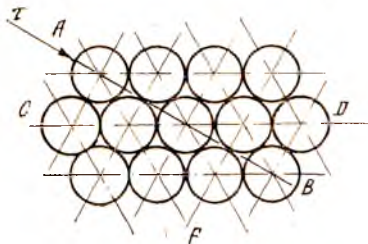


Рис. 6. Схема, иллюстрирующая возможные направления скольжения в плотноупакованном слое атомов

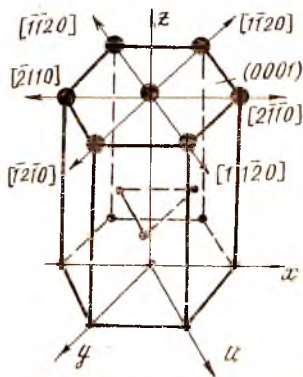


Рис. 7. Системы скольжения в решетке ГПУ

Таким образом, в кристалле имеются возможные или потенциальные плоскости и направления скольжения, которые в общем случае не совпадают с направлением τ_{\max} . Скольжение по ним начинается только тогда, когда действующие в плотноупакованных плоскостях по направлению кратчайшего расстояния между атомами касательные напряжения τ достигают значения $\tau_{\text{кр}}$.

Каждому типу кристаллической структуры присущи свои возможные плоскости и направления скольжения, определяемые особенностями укладки атомов в кристаллической решетке. Как правило, это плоскости и направления с низкими кристаллографическими индексами.

В кристаллах с решеткой ГПУ плотноупакованными плоскостями являются плоскости $\{0001\}$, а плотноупакованными направлениями — направления $[2\bar{1}10]$, $[\bar{1}210]$ и $[\bar{1}\bar{1}20]$ (рис. 7). Так

как в этих кристаллах имеется только одна система плоскостей $\{0001\}$ и три направления (не считая направлений, обратных указанным), в них существуют всего три возможные системы скольжения, т. е. три возможные комбинации плоскостей и направлений скольжения.

В кристаллах с ГЦК решеткой плотноупакованными являются плоскости $\{111\}$ октаэдрического семейства, а плотноупакованными направлениями — семейство диагоналей грани куба $\langle 110 \rangle$. Внутри элементарной ячейки ГЦК имеются восемь плоскостей типа $\{111\}$, каждая из которых отсекает один из углов куба. Но так как плоскости, расположенные у противоположных углов куба, параллельны, то в решетке ГЦК имеется четыре различно ориентированные плотноупакованные плоскости. Скольжение может происходить по любой из четырех указанных плоскостей и вдоль любого из трех направлений $\langle 110 \rangle$ в каждой такой плоскости (при условии пренебрежения обратными направлениями). Поэтому в ГЦК кристаллах имеется 12 возможных систем скольжения. Они представлены на рис. 8.

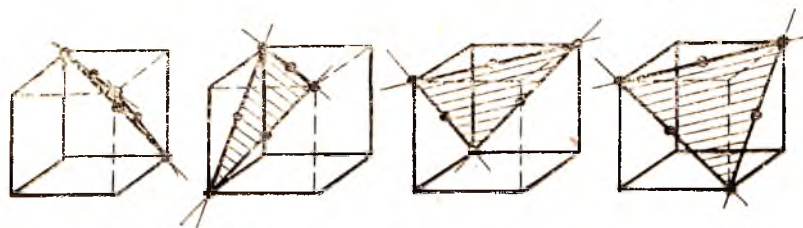


Рис. 8. Системы скольжения в решетке ГЦК

Решетка ОЦК в отличие от ГЦК и ГПУ не является плотноупакованной, так как коэффициент заполнения $\eta = 0,68$ в ней меньше максимально возможного $\eta_{\max} = 0,74$. Поэтому строго определенных плоскостей скольжения здесь нет. В зависимости от ориентации плоскостей по отношению к направлению τ_{\max} скольжение может происходить и по плоскостям $\{110\}$, где плотность упаковки наибольшая, и по плоскостям $\{112\}$, $\{123\}$, где плотность упаковки лишь немного уступает плоскостям $\{110\}$. Направление скольжения в структурах ОЦК единственное — это пространственная диагональ куба $\langle 111 \rangle$, где кратчайшее расстояние между атомами.

Количество возможных систем скольжения определяет потенциальную пластичность металла. Рассмотрим это положение на примере растяжения монокристаллов с различной кристаллической структурой. Известно, что при простом растяжении наибольшие касательные напряжения возникают в сечениях, наклоненных под углом 45° к оси действия растягивающей силы.

В поперечных и продольных сечениях образца касательные напряжения равны нулю. При растяжении гексагональных кристаллов с ориентацией плотноупакованных базисных плоскостей $\{0001\}$ под углами, близкими 0 или 90° , к линии действия растягивающей силы скольжения в них не произойдет, ибо касательные напряжения в этих плоскостях будут малы. При увеличении нагрузки хрупкое разрушение (без остаточной деформации) кристалла произойдет в этом случае раньше, чем касательные напряжения достигнут критического значения. Только при ориентации плоскостей $\{0001\}$ под углом 45° к оси действия силы разрушению предшествует ощутимая пластическая деформация в этих плоскостях под действием касательного напряжения, которое для указанной ориентации достигает критического значения при сравнительно небольшой величине растягивающей силы.

В ГЦК кристаллах вследствие того, что четыре плоскости $\{111\}$ пересекают друг друга, их невозможно ориентировать так, чтобы касательное напряжение было равно нулю одновременно во всех. По крайней мере, одна из плоскостей неизбежно окажется ориентированной благоприятно, т. е. так, что касательное напряжение достигнет критической величины, необходимой для скольжения, прежде, чем нормальное напряжение достигнет величины, соответствующей разрушению. Поэтому в ГЦК кристаллах разрушению всегда будет предшествовать значительная пластическая деформация.

В целом, чем больше систем скольжения имеет данный металл, тем выше его пластичность, так как при любом направлении действия внешних сил в случаях отсутствия или прекращения скольжения по одной из систем найдутся другие, в которых касательное напряжение достигнет $\tau_{кр}$, что вызывает скольжение до того, как произойдет разрушение.

Это положение справедливо не только для монокристаллов, но и для поликристаллических тел. Наиболее пластичными являются металлы с ГЦК решеткой (медь, алюминий, γ -железо, никель, серебро и др.), имеющие 12 возможных систем скольжения. Низшую пластичность имеют металлы с ГПУ решеткой, например, магний, в котором холодная пластическая деформация идет лишь по трем системам скольжения. Промежуточное положение по пластичности занимают металлы с ОЦК решеткой (α -железо, вольфрам, молибден, β -титан, α -хром, ванадий и др.).

Как отмечалось, интерметаллические фазы с ионной и ковалентной связями — хрупкие. Такое влияние типа связи и кристаллической структуры на пластичность имеет исключительное значение в технике, в том числе в технологии обработки давлением.

5. КРИТИЧЕСКОЕ НАПРЯЖЕНИЕ СДВИГА В ИДЕАЛЬНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ

В теориях пластической деформации и прочности металлов наиболее важным является понятие о критическом напряжении сдвига, под которым подразумевают минимальное значение касательного напряжения, способного вызвать начало пластической деформации путем скольжения. Первые расчеты критического напряжения сдвига $\tau_{кр}$ были произведены советским физиком Я. И. Френкелем в предположении, что скольжение осуществляется путем *жесткого сдвига* (смещения) одновременно

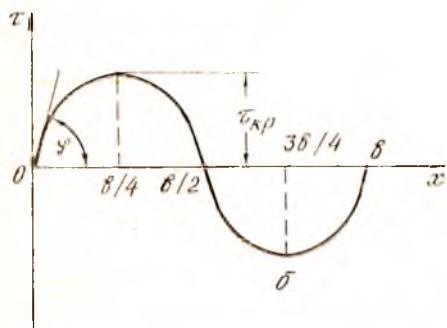
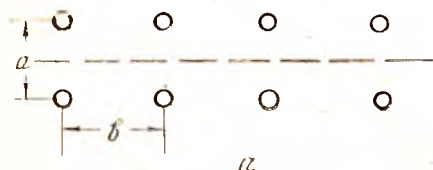


Рис. 9. К выводу критического напряжения сдвига

всех атомов по всей плоскости скольжения. На рис. 9, а изображена проекция двух атомных плоскостей, расстояние между которыми равно периоду кристаллической решетки a . При жестком сдвиге верхней плоскости по отношению к нижней напряжение сдвига τ будет изменяться циклически (рис. 9, б). При $x = b/2$ $\tau = 0$, так как в этом случае силы притяжения верхних атомов в старое (рис. 9, а) и новое положение уравниваются.

При $x < b/2$ верхние ряды притягиваются своими нижними соседями влево, а при $x > b/2$ — вправо, что обусловли-

вает изменение знака τ через каждые $b/2$.

Я. И. Френкель полагает, что

$$\tau = K \sin (2 \pi x / b), \quad (5)$$

где K — константа, определяющая наклон касательной в начале координат.

В начальный момент, когда x мало, $\tau = K 2 \pi x / b$. С другой стороны, из закона Гука — формула (2) — известно, что $\tau = G \gamma = G x / a$, где G — модуль сдвига. Приравняв два последних выражения, получим

$$K = G b / 2 \pi a.$$

Тогда уравнение (5) примет вид

$$\tau = (Gb/2\pi a) \sin(2\pi x/b).$$

Необратимый сдвиг произойдет при $x = b/4$, когда $\tau_{кр}^T = Gb/2\pi a$. Принимая периоды кристаллической решетки приближенно равными ($b \cong a$), получим

$$\tau_{кр}^T = G \cdot 10^{-1}. \quad (6)$$

При некоторых предположениях о законе изменения $\tau = \tau(x)$ получим

$$\tau_{кр}^T = G \cdot 10^{-1}/3. \quad (6,а)$$

Вычисленные по формуле (6,а) значения теоретического критического напряжения сдвига равны: для железа — 3 000 МПа (300 кгс/мм²); меди — 1 500 МПа; алюминия — 900 МПа. Указанная теоретическая прочность на 2—3 порядка превосходит фактическую прочность реальных металлов, что заставило отказаться от представления о жестком сдвиге и рассматривать скольжение как результат движения дислокаций в плоскости сдвига.

6. ЛИНИИ, ПОЛОСЫ И ПАЧКИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Механизм скольжения, т. е. перемещение атомов по определенным плоскостям и направлениям, в настоящее время невозможно наблюдать никаким способом. Однако результат скольжения выражается в изменении размеров кристалла, проявлении полос скольжения на его поверхности и в изменении физико-механических свойств. Любое приемлемое объяснение механизма скольжения должно быть согласовано с его видимыми результатами и основываться на известных принципах кристаллографии. Рассмотрим результаты микроструктурных исследований пластической деформации монокристаллов.

Плоскость скольжения, пересекаясь с поверхностью кристалла, образует на ней линию скольжения. Группа таких линий дает так называемую *полосу скольжения*. Полосы скольжения достаточно четко просматриваются в виде характерных линий на металлографических шлифах, подвергнутых после полировки пластической деформации. Если скольжение ограничивается только плоскостями одной системы, как это бывает обычно в металлах с гексагональной решеткой или на ранней стадии пластической деформации всех металлов, то все полосы скольжения внутри данного кристалла располагаются параллельно. Если активируется не одна, а несколько систем скольжения, то в пределах данного кристалла появляется группа различно ориенти-

рованных или пересекающихся полос скольжения (рис. 10), что характерно для металлов с ГЦК решеткой.



Рис. 10. Схема полос скольжения в травленной α -латуни

Таким образом, результаты микроструктурных исследований подтверждают приведенные предположения о механизме пластической деформации. Вместе с тем при микроструктурных исследованиях полос скольжения выявлен ряд новых, еще не обсуждавшихся фактов. Так, на 1 см поверхности располагается примерно 10^8 возможных плоскостей скольжения. Если бы скольжение происходило путем смещения каждой такой плоскости на одно, два или три межатомных расстояния, то пластическая деформация могла бы достигнуть очень большой величины без образования на поверхности кристалла ступенек, видимых под оптическим микроскопом как полосы (линии) скольжения. По-видимому, в действительности скольжение идет не по всем, а только по некоторым из возможных плоскостей, и не на 1—3 межатомных расстояния, а на значительно большую величину.

Изучение полос скольжения на кристаллах алюминия и других металлов с помощью электронного микроскопа позволило сделать вывод, что при пластической деформации даже большой величины активируется весьма малая часть (вероятно, меньше 1%) возможных плоскостей скольжения, которые делят кристалл на отдельные пачки толщиной примерно 20 нм или 200 Å (грубо — 100 межатомных расстояний). Внутри пачек скольжения не происходит. Пачки смещаются одна относительно другой примерно на расстояние 200 нм по действующим плоскостям скольжения. По мере увеличения деформации число пачек растет, образуя постепенно расширяющуюся полосу скольжения (рис. 11).

Под оптическим микроскопом пачки скольжения, как правило, не выявляются, а полоса скольжения видна чаще всего как одна сплошная линия той или иной толщины.

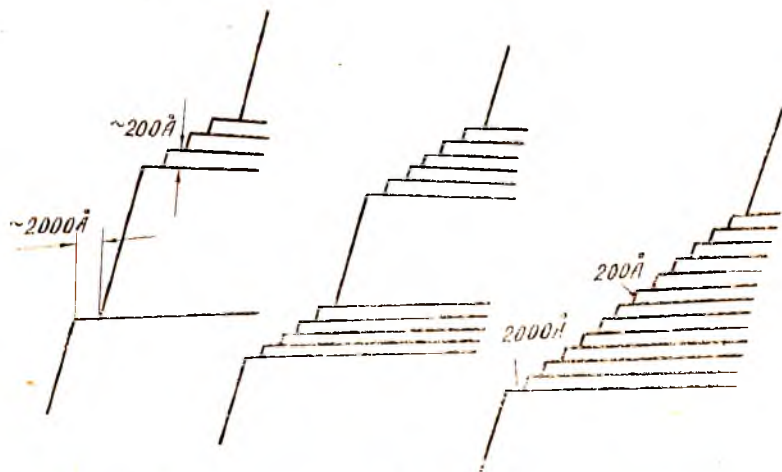


Рис. 11. Схема постепенного образования полосы скольжения

7. ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О МЕХАНИЗМЕ СКОЛЬЖЕНИЯ

Необходимость объяснения громадного несоответствия между фактической и теоретической прочностью реальных металлов обусловила развитие теории дислокаций. Основанием для признания ее справедливости является следующее.

Из непосредственного наблюдения полос скольжения со всей очевидностью следует, что скольжение действительно имеет место и является главным механизмом пластической деформации. Но из рассмотрения величины сил, вызывающих скольжение, ясно, что этот процесс протекает не путем одновременного смещения всех атомов, расположенных в плоскости скольжения. Остается предположить, что механизм скольжения заключается в смещении сравнительно малого числа атомов в каждый заданный момент. Это предположение равносильно утверждению, что через кристалл движется ограниченная область (волна) смещения, при прохождении которой через весь кристалл в конечном итоге возникает деформация, равная той, которая появилась бы в результате движения атомной плоскости как целого. Волна смещения есть не что иное, как дислокация.

Движение краевой дислокации показано на рис. 12. Плоскость, по которой уже произошло скольжение вследствие движения дислокации в положении АА, обозначена горизонтальной пунктирной линией. Сдвиг при наличии дислокации распространяется постепенно. В каждый момент времени в нем участвуют не все атомы, расположенные под плоскостью сдвига и под ней, а только те, которые находятся в области дислокации. Происходит поочередное, эстафетное перемещение атомов на расстояние, которое меньше межатомного в этой области, в результате чего дислокация проходит через весь кристалл и смещает одну его часть по отношению к другой на одно межатомное расстояние.

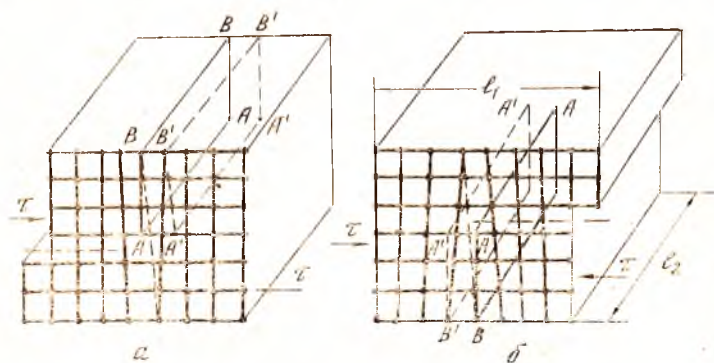


Рис. 12. Движение положительной (а) и отрицательной (б) краевых дислокаций внутри кубического кристалла при сдвиговой деформации

Заметим, что при одинаковом направлении действия касательных напряжений положительная и отрицательная краевые дислокации движутся в противоположных направлениях. Если в одной плоскости скольжения имеются две дислокации одного знака, то они будут постепенно расходиться. А дислокации разного знака будут сближаться и при встрече взаимно уничтожаться (аннигилировать).

Перемещение атомов при продвижении левой винтовой дислокации можно представить в виде рис. 13, на котором плоскость скольжения совпадает с плоскостью чертежа. Кружками обозначены атомы, находящиеся за плоскостью скольжения, а точками — атомы, находящиеся перед ней.

Сдвиг на одно межатомное расстояние показан в виде заштрихованной части на рисунке. В последний момент под действием сдвиговой нагрузки винтовая дислокация АА переместилась в положение А'А'. Атомы в искаженной области перемес-

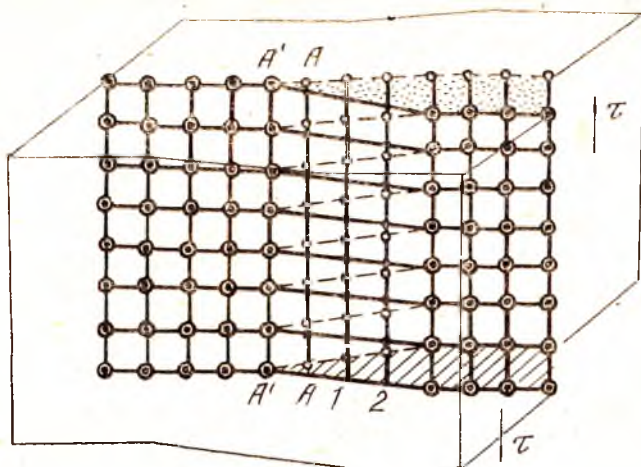


Рис. 13. Движение винтовой дислокации внутри кубического кристалла при сдвиговой деформации

тились при этом на расстояния меньше межатомного: в ряду AA ближайšie кружки и точки разошлись на такие расстояния, которые были перед этим в ряду 1; в ряду 1 расстояния между кружками и точками увеличились до тех, какие были перед этим в ряду 2 и т.д. Нетрудно представить, что правая винтовая дислокация при том же направлении вектора сдвига будет перемещаться в противоположном направлении, постепенно проходя через кристалл.

Представление о влиянии дислокации на величину критического напряжения сдвига можно получить, сравнивая силовые циклы перемещения атомов, представленные на рис. 9 и 14. Из последнего видно, что благодаря наличию дислокации A ряды атомов *a, b, c, d, f, h, k, l* выведены из положений устойчивого равновесия и находятся под действием противоположно направленных сил, стремящихся вернуть их в положение устойчивого равновесия над рядами атомов 1—8. Эти силы, действующие на *a* и *l, b* и *k, c* и *h, d* и *f*, попарно уравниваются.

При жестком сдвиге (рис. 9) необходимо преодолеть межатомные связи между всеми граничными атомами по обе стороны от плоскости сдвига, так как все они одновременно проходят через точку максимума на кривой силового цикла. В данном случае (рис. 14) можно в первом приближении считать, что усилие затрачивается только на перемещение атомов ряда A из старого положения в новое A' с прохождением максимума в точ-

ке $3/4$ или $1/4$ кривой силового цикла. Именно этим объясняется низкое экспериментальное значение критического скалывающего напряжения. Для сравнения можно провести аналогично с усилием, затрачиваемым на перемещение ковра по полу с наличием выпуклой волнообразной складки (дислокационный сдвиг) и без нее (жесткий сдвиг).

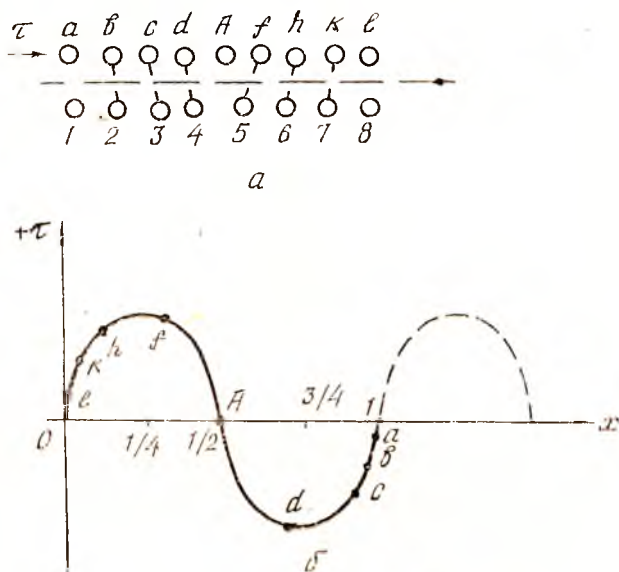


Рис. 14. Атомные ряды над плоскостью скольжения и под ней в области красной дислокации (а) и силового цикла перемещения атомов в этой плоскости (б)

Это означает, что сила, затрачиваемая на перемещение дислокации, бесконечно мала. На самом деле во время перемещения дислокации из положения Λ в Λ' симметрия межатомных сил несколько нарушается и возникает потенциальный барьер, для преодоления которого требуется приложить ощутимое усилие, называемое силой «трения» или силой Пайерлса:

$$j = b \tau_{II}, \quad (7)$$

где b — вектор Бюргерса.

Пайерлсом и Набарро было получено следующее выражение для напряжения «трения»:

$$\tau_{II} = [2G / (1 - \mu)] \exp(-2\pi\omega/b), \quad (8)$$

где μ — коэффициент Пуассона; ω — ширина дислокации, т. е.

ширина искаженной области в плоскости скольжения по направлению скольжения.

Так как резкой границы между искаженной и неискаженной областями кристаллической решетки не существует, определение величины ω весьма условно, что затрудняет точный количественный расчет τ_n . Обычно считают, что для металлов ω находится в пределах от 3 до 10 межатомных расстояний, т. е. ω того же порядка, что и величина b , или превосходит ее на один порядок. Тогда $\tau_n = G 10^{-4} \div G 10^{-5}$.

Величина $G 10^{-5}$ заметно ниже предела текучести даже для сравнительно чистых реальных кристаллов. Связано это с тем, что в реальном кристалле движущаяся дислокация преодолевает силы не только периодического поля решетки, но и поля напряжений, создаваемых другими дислокациями, а также тормозящее воздействие примесей, вакансий и других точечных дефектов. Вопрос о вкладе силы Пайерлса в предел текучести окончательно не решен, но несомненно, что этот вклад вполне реален и существен, особенно для металлов с ОЦК решеткой, например, α -железа.

Приведенные на рис. 12—14 схемы и формула (8) объясняют главный вопрос о несоответствии между теоретической и реальной прочностью технических металлов, но они не лишены противоречий. По этим схемам для смещения вдоль плоскости скольжения на тысячу межатомных расстояний, наблюдаемого в полосах скольжения, требуется, чтобы такое же число дислокаций одного знака находилось в данной области кристалла до деформации. По мере выхода их на свободную поверхность плотность дислокаций должна уменьшаться, а прочность — приближаться к теоретической. Опыт не подтверждает ни то, ни другое, ни третье. Прочность кристалла при деформации несколько увеличивается, но не на столько, чтобы приближаться к теоретической.

Исследования плотности дислокаций всеми методами убеждают, что в каждой плоскости скольжения не может существовать столь большого числа дислокаций до деформации. Более того, эти исследования показывают, что плотность дислокаций во время деформации не уменьшается, а растет. Остается предположить, что дислокации размножаются в процессе самой деформации или (что то же самое) одна начальная дислокация является причиной смещения при деформации на сотни и тысячи межатомных расстояний.

Механизм размножения дислокаций в процессе пластической деформации был разработан в 1950 г. одновременно Франком и Ридом и получил название *источника Франка—Рида*. Он представляет собой краевую дислокацию с одним или двумя закреп-

ленными концами в местах расположения примесных атомов, вторых твердых фаз или в точках пересечения с другими дислокациями.

На рис. 15,а—е плоскость чертежа отображает плоскость скольжения, содержащую линию дислокации АА, являющуюся

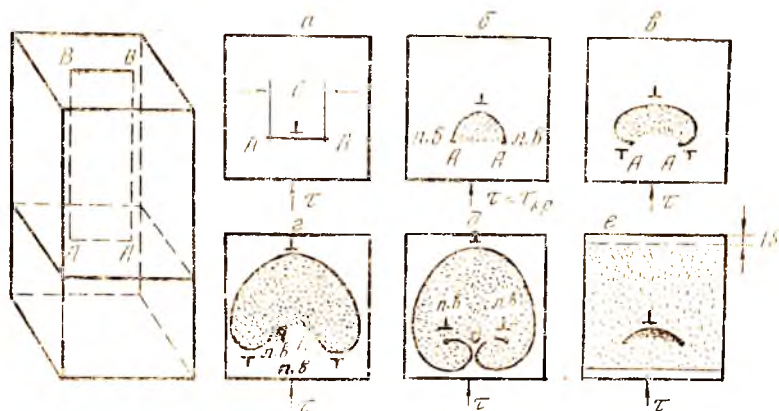


Рис. 15. Генерирование дислокаций источником Франка-Рида

краем экстраплоскости ААВВ. Под действием касательного напряжения τ дислокации АА в незакрепленных участках начинают двигаться, вызывая смещение на одно межатомное расстояние b в затупеванной зоне. В процессе перемещения дислокация сначала выгибается, а затем закручивается вокруг точек А и превращается из краевой в смешанную, состоящую из ряда участков с положительными (\perp) и отрицательными (\top) краевыми, а также с правыми (п.в.) и левыми (л.в.) винтовыми дислокациями. Как отмечалось (рис. 12), дислокации разных знаков движутся в противоположных направлениях, постепенно расширяя затупеванную площадь сдвига и замыкая дислокационную петлю. В месте встречи (тока С на рис. 15,д) винтовые дислокации имеют противоположные знаки, поэтому соприкасающиеся части взаимно уничтожаются (аннигилируют). Оставшаяся часть дислокации АСА под влиянием натяжения выравнивается и, если напряжение сохраняется на уровне $\tau = \tau_{кр}$, вновь порождает дислокационную петлю.

Таким образом, за каждый цикл развития дислокационной петли происходит смещение частей кристалла на одно межатомное расстояние, а исходная дислокация сохраняется. Она продолжает генерировать смещения на многие сотни и тысячи меж-

атомных расстояний с выходом дислокаций на свободную поверхность кристалла и образованием ступеньки скольжения.

Рассмотрим вопрос о том, каким должно быть напряжение, чтобы источник Франка-Рида пришел в действие. Представим дислокацию как упругую гибкую нить. Приложение касательного напряжения τ создает воздействующую на единицу длины дислокации силу $f = b\tau$, которая выгибает ее в дугу. Этой силе противостоит сила линейного натяжения дислокации и равная $f_g = T/r$, где r — радиус кривизны и T — энергия, приходящаяся на единицу длины дислокации.

Известно, что $T = \alpha Gb^2$, где $\alpha = 0,5 \div 1,0$. Когда дуга становится полуокружностью (рис. 15,б), то ее радиус $r = l/2$, где l — длина дислокации. Это минимальный радиус и ему соответствует максимальное значение напряжения сдвига

$$\tau_{кр} = 2\alpha Gb/l. \quad (9)$$

Принимая $\alpha = 0,5$, получим следующее выражение для критического напряжения сдвига:

$$\tau_{кр} = Gb/l. \quad (10)$$

Типичная длина дислокаций в отожженных цветных металлах имеет порядок 10^3 нм (10^{-4} см), т. е. размера блока. Тогда при $b = 0,2$ нм $\tau_{кр}$ по порядку величины будет составлять $G \cdot 10^{-4}$, что соответствует экспериментально определяемым значениям критического скалывающего напряжения в металлических монокристаллах.

При наличии пересекающихся плоскостей скольжения, например, для ГЦК кристаллов, источник Франка-Рида может генерировать дислокации не в одной, а в разных кристаллографических плоскостях. Такой источник называется коническим (пространственным) источником Франка-Рида.

Что касается начальных дислокаций, существование которых предполагается в кристаллах до деформации, то они возникают при кристаллизации по различным механизмам [1, 3]. Скольжение при пластической деформации происходит только в тех плоскостях, где были начальные дислокации. При их отсутствии кристалл испытывает упругую деформацию вплоть до напряжений, близких к теоретическому сопротивлению сдвига — $(1/10)G$ или $(1/30)G$. Так, нитевидные кристаллы железа — «усы» — испытывают упругую деформацию ($\epsilon_y \approx 6\%$) до напряжений $\sim 13\,360$ МПа ($1\,336$ кгс/мм²), что значительно превышает $\tau_{кр}$ обычных кристаллов железа (~ 29 МПа). После зарождения дислокаций движение в бездефектных кристаллах идет легко, т. е. при малых напряжениях.

8. ДВОЙНИКОВАНИЕ

Кроме основного механизма пластической деформации — скольжения — известна своеобразная систематическая форма скольжения, приводящая к изменению ориентировки одной части кристалла по отношению к другой, — *двойникование*. Если при скольжении происходит смещение одной части кристалла по отношению к другой на тысячи межатомных расстояний в плоскостях, удаленных одна от другой на сотни межатомных расстояний (рис. 16,а), то двойникование происходит путем лавинного смещения соседних параллельных атомных слоев и

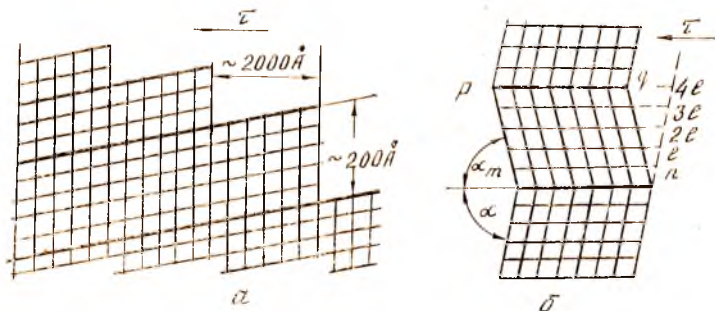


Рис. 16. Схема пластического сдвига скольжением (а) и двойникованием (б)

только на часть межатомного расстояния относительно друг друга. При этом двойниковая часть решетки, выделенная на рис. 16,б двойниковыми границами *mn* и *pq*, является зеркальным отражением недеформированной части кристалла, лежащей выше *pq* и ниже *mn*.

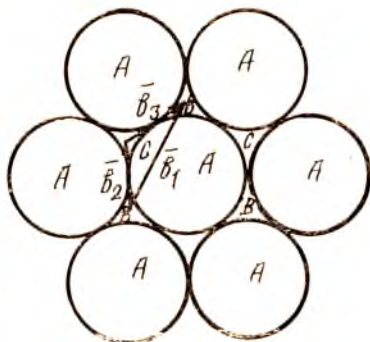


Рис. 17. Слой плотнейшей упаковки атомов А и векторы Бюргера единичной (\vec{b}_1) и частичных (\vec{b}_2 и \vec{b}_3) дислокаций

Двойник можно рассматривать как структуру, образующуюся в результате нарушения последовательности укладки атомных слоев. На рис. 17 изображен плотноупакованный слой атомов А в ГЦК или ГПУ решетке. Слой А допускает две возможные системы положений для атомов следующего слоя — В и С, то же самое

относится к каждому последующему слою. ГЦК структура образуется при последовательности $ABCABC\dots$, в которой каждый четвертый слой оказывается расположенным точно над первым.

ГПУ структура образуется при последовательности $ABAB\dots$. Возможны дефектные последовательности, при которых плотная упаковка соседних слоев сохраняется, т. е. отсутствует расположение типа AA . Например, двойниковая последовательность в ГЦК структуре $ABCABCBCA$ показана на рис. 18. Горизонтальные линии на нем суть проекции плотноупакованных плоскостей $\{111\}$ на плоскость чертежа, совпадающей с одной из плоскостей семейства $\{110\}$. Здесь в двойнике сохраняется обратная (зеркальная) последовательность атомных слоев.

Образование двойниковых последовательностей обусловлено особенностями скольжения плотноупакованных слоев при прохождении в них дислокаций. В принципе возможны два пути движения дислокаций. Первый — вдоль вектора Бюргерса b_1 . При этом атомы, лежащие под плоскостью сдвига, переходят в эквивалентное положение (из B в B , как показано на рис. 17) и последовательность укладки атомных слоев не нарушается. Проще второй путь движения дислокаций — сначала вдоль b_2 , затем вдоль b_3 . При этом промежуточное положение (лунка C , рис. 17) механически стабильно и атомы могут остаться в нем, нарушая нормальную последовательность укладки. В терминах теории дислокаций второй вариант означает расщепление единичной краевой дислокации с вектором Бюргерса b_1 на две частичные с векторами b_2 и b_3 по реакции $b_1 \rightarrow b_2 + b_3$.

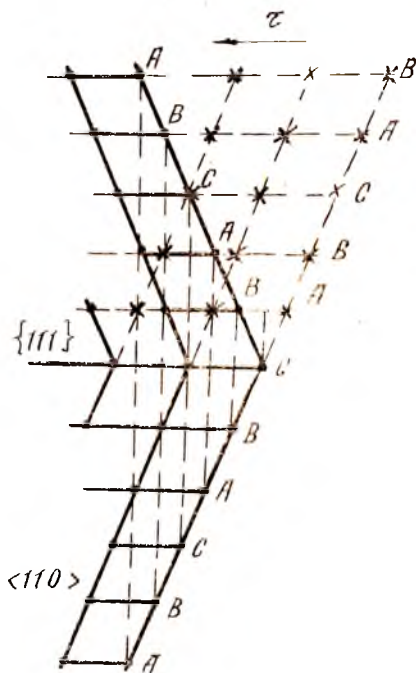


Рис. 18. Двойникование кристалла с ГЦК решеткой: \times — положение атомов до деформации, \circ — положение атомов после деформации

Таким образом, возникновение двойников при пластической деформации связывают с движением частичных дислокаций. Дислокация, вызывающая смещение атомов на величину b_2 и переводящая их в несвойственное им положение (лунка C вместо B на рис. 17), в данной плоскости должна проходить единожды и затем выходить на соседние параллельные плоскости, чтобы образовать двойниковую область.

Полагают, что частичная двойникующая краевая дислокация закреплена в точке O двумя другими, вектор Бюргерса которых имеет винтовую составляющую, равную межплоскостному расстоянию. При вращении вокруг точки O двойникующая дислокация перемещается по винтовой поверхности. За каждый ее оборот происходит смещение очередного атомного слоя, а также последующих слоев на величину $b_2 = l$. В результате, начиная с какого-то слоя (рис. 18, слой C), нормальная последовательность упаковки $ABCABC\dots$, характерная для ГЦК кристаллов, заменяется обратной $CBACBA\dots$.

Двойникование идет по определенным плоскостям и направлениям в решетке. В ГЦК металлах оно идет в плоскостях $\{111\}$ по направлению $\{11\bar{2}\}$, в Mg и Be, имеющих гексагональную решетку, — в плоскостях $\{10\bar{1}2\}$ по направлению $[10\bar{1}1]$, а в ОЦК кристаллах — в плоскостях $\{112\}$ по направлению $[111]$.

Касательное напряжение сдвига, необходимое для двойникования, по-видимому, превосходит критическое напряжение, вызывающее скольжение при комнатной и более низких температурах. Поэтому оно имеет место в условиях, когда предел текучести достаточно велик. В частности, в ОЦК металлах при низких температурах или при больших скоростях нагружения и в гексагональных плотноупакованных кристаллах при ориентировках, неблагоприятных для скольжения в плоскости базиса.

В ГЦК металлах механическое двойникование было обнаружено при низкой температуре после того, как в результате упрочнения повысилось сопротивление пластической деформации. Обычно двойникование происходит внезапно и очень быстро. На кривой напряжение — деформация при этом появляются острые зубчатые выступы (пила), каждый из которых отображает внезапную, но очень малую деформацию, сопровождающуюся образованием двойника. В процессе двойникования олова, кадмия и некоторых других металлов раздается характерное потрескивание.

Двойникование не приводит к значительной пластической деформации. Например, подсчитано, что в цинке полный переход монокристалла к двойниковой ориентации может удлинить его только на 7,4%. В пластичных металлах, имеющих ГЦК решетку, это не играет существенной роли, так как большая часть пластической деформации происходит за счет скольжения.

Однако в кристаллах сурьмы, висмута и других структурах ковалентного типа скольжение практически невозможно и вся пластическая деформация обусловлена двойникованием. В ГПУ металлах (Zn, Mg, Cd и др.) двойникование важно не только потому, что оно создает значительную остаточную деформацию, но и потому, что способно облегчить более значительную деформацию скольжением. Это связано с тем, что двойникование создает новые ориентировки решетки, которые соответствуют облегчению скольжения. Вследствие двойникования увеличивается предшествующая разрушению пластическая деформация по сравнению с той, которая возникает за счет обычного скольжения, не сопровождающегося двойникованием.

Так как двойниковая область по ориентации отличается от части кристалла, не подвергшейся двойникованию, она выявляется травлением полированных шлифов. Под оптическим микроскопом двойники видны в виде темных полос, проходящих через менее протравленную часть зерна.

9. ДИСЛОКАЦИИ И ДЕФЕКТЫ УПАКОВКИ В ТИПИЧНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ

В отличие от простой кубической решетки в типичных структурах — ГЦК, ОЦК и ГПУ — могут существовать не только единичные, но и частичные дислокации с такими векторами Бюргера, перемещение дислокаций по которым не приводит к тождественной трансляции решетки, хотя и обеспечивает новое механически стабильное положение. Как отмечалось (рис. 17), единичные дислокации с вектором Бюргера \vec{b}_1 могут расщепляться на две частичные дислокации с векторами \vec{b}_2 и \vec{b}_3 , что приводит к нарушению порядка чередования плотноупакованных слоев атомов, свойственного данной решетке. Прослойку с нарушенным порядком называют *дефектом упаковки*.

Рассмотрим ГПУ решетку, в которой каждый третий слой повторяет положение первого по схеме АВАВ... или АСАС... Расположение атомов в трех плотноупакованных слоях (0001), спроектированных на плоскость чертежа, приведено на рис. 19. При образовании отрицательной единичной краевой дислокации в ГПУ кристалле путем тождественной трансляции атомов верхнего третьего слоя, находящихся правее I—I, на величину \vec{b}_1 , последовательность укладки не нарушается: АВАВ... При этом перемещаются все вышележащие слои атомов в кристалле и обнажаются срезом два вертикальных ряда атомов в нижележащих слоях: в сечениях I—I и II—II светлые кружки, как видно из рис. 19, отсутствуют.

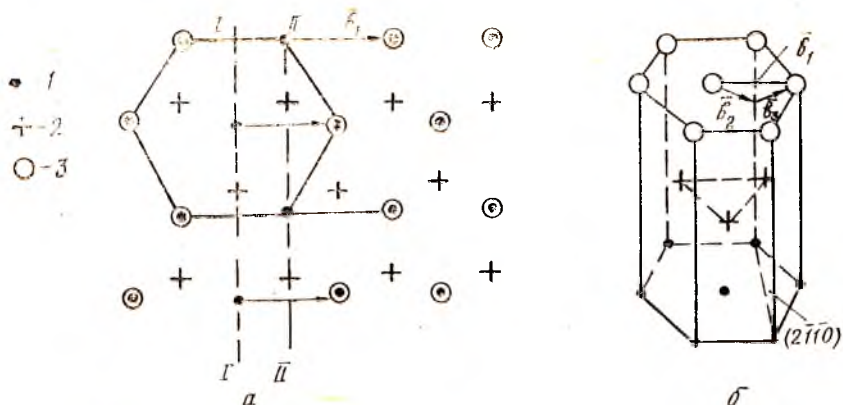


Рис. 19. Образование единичной краевой дислокации в ГПУ решетке: а—вид сверху на плотноупакованные слои 1, 2 и 3, лежащие в плоскости (0001); б — элементарная ячейка, векторы Бюргерса (\bar{b}_1 — единичной дислокации, \bar{b}_2 и \bar{b}_3 — частичных дислокаций)

Положительная единичная краевая дислокация с двумя экстраплоскостями в ГПУ и ГЦК решетках показана на рис. 20.

При смещении атомов третьего слоя (и всех вышележащих слоев), находящихся правее I—I, вдоль вектора Бюргерса \bar{b}_2 частичной дислокации обнажается только один ряд атомов в нижележащих слоях (рис. 21,а). При этом, как описано в разд. 8, атомы этого третьего слоя попадают в механически стабильное,

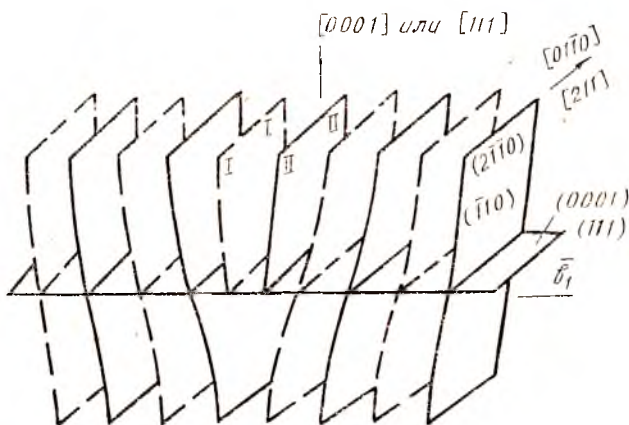


Рис. 20. Единичная краевая дислокация в ГПУ и ГЦК решетках: I—I и II—II — экстраплоскости

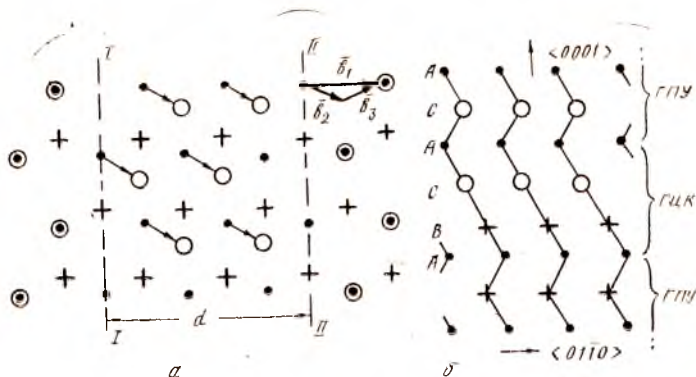


Рис. 21. Расщепление единичной дислокации в ГПУ решетке на две частичные по реакции $\bar{b}_1 \rightarrow \bar{b}_2 + \bar{b}_3$ с образованием дефекта упаковки между I—I и II—II (а); вид дефекта упаковки в плоскости $(\bar{2}110)$ ГПУ решетки (б); остальные обозначения те же, что на рис. 19

но не свойственное им положение С, нарушая нормальную последовательность чередования слоев с $ABAB\dots$ на $ABABCSAC$ (рис. 21,б).

Выделенная знаком $\underline{\hspace{1cm}}$ последовательность является дефектом упаковки, т. е. тонкой прослойкой ГЦК решетки в решетке ГПУ. При еще одном смещении вдоль \bar{b}_3 атомы третьего слоя (и всех вышележащих слоев), расположенные правее второй экстраплоскости II—II, попадут в нормальное положение, воссоздавая чередование $ABAB\dots$ (см. рис. 21).

Растянутая (расщепленная) краевая дислокация показана на рис. 22. Плоскость дефекта упаковки, расположенная между двумя частичными дислокациями в экстраплоскостях I—I и II—II, заштрихована.

В ГЦК решетке при образовании единичных дислокаций, лежащих в плотноупакованных плоскостях $\{111\}$, также появляются две экстраплоскости (см. рис. 20). Вектор Бюргера \bar{b}_1 таких дислокаций направлен вдоль $[10\bar{1}]$ и равен $\bar{b}_1 = a\sqrt{2}/2$. Расщепление единичной краевой дислокации в ГЦК решетке на две частичные дислокации с векторами Бюргера $\bar{b}_2 = \frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$ и $\bar{b}_3 = \frac{a}{6}[1\bar{1}\bar{2}]$ происходит аналогично. Между экстраплоскостями I—I и II—II растянутой краевой дислокации (рис. 22) чередование плотноупакованных слоев соответствует $ABCACABC\dots$, где выделенный дефект упаковки является тонкой прослойкой ГПУ в ГЦК решетке. В данном случае дефект упаковки возник

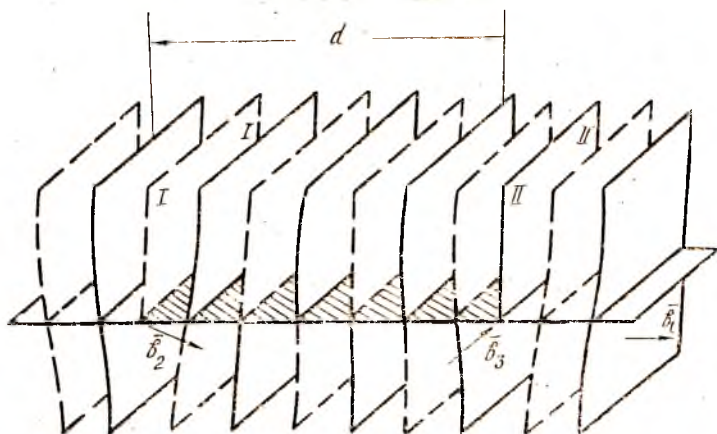


Рис. 22. Растянутая (расщепленная) красная дислокация в ГПУ и ГЦК решетках (между частичными дислокациями находится плоскость дефекта упаковки шириной d)

за счет смещения атомов слоя B (и всех вышележащих) вдоль вектора b_2 в новое, несвойственное им положение C (см. рис. 17).

Расщепляться могут не только краевые, но и винтовые единичные дислокации. Описание растянутых винтовых дислокаций в ГЦК решетке приведено в работе [5].

В решетке ОЦК скольжение часто идет по плоскостям $\{112\}$. Как показано в работе [5], единичные дислокации с вектором Бюргерса $b_1 = \frac{a}{2} [\bar{1}\bar{1}1]$ в такой решетке имеют чисто винтовую ориентацию. Они могут расщепляться на две винтовые частичные, между которыми лежит дефект упаковки. Важной особенностью дислокаций в ОЦК решетке является то, что векторы Бюргерса частичных дислокаций $b_2 = \frac{a}{6} [\bar{1}\bar{1}1]$ и $b_3 = \frac{a}{3} [\bar{1}\bar{1}1]$ совпадают по направлению с вектором Бюргерса единичной дислокации.

Расщепление единичной дислокации на две частичные сопровождается уменьшением энергии и потому происходит самопроизвольно. Энергия растянутой дислокации равна сумме энергий двух частичных дислокаций, энергии их упругого отталкивания и энергии дефекта упаковки, появление которого обусловлено возрастанием энергии электронного газа из-за нарушения нормального порядка чередования атомных слоев. Величина энергии γ дефекта упаковки зависит от валентности металла и его кристаллического строения. Она меньше у одновалентных металлов и больше у многовалентных.

Металлы с ГЦК решеткой можно разделить на металлы с низкой (Cu, Ag, Au) и высокой (Al) энергией дефекта упаковки. Определенные различными методами значения γ для некоторых металлов, используемых в авиации, приведены в табл. 1.

Легирование резко влияет на величину γ . Так, в сплавах меди с алюминием при 2,25 и 7,0% Al ее величина соответственно равна 2,05 и 0,2 мкДж/см² или 20,5 и 2,0 эрг/см².

Энергия, приходящаяся на единицу площади дефекта упаковки, является поверхностным натяжением. Оно стремится стянуть частичные дислокации, преодолевая силу их упругого отталкивания, которая растет при сближении частичных дислокаций, тогда как величина поверхностного натяжения не зависит от расстояния между ними. В силу этого при определенном расстоянии d между частичными дислокациями, называемом шириной дефекта упаковки, устанавливается равновесие указанных сил. В зависимости от величины γ ширина d в чистых металлах изменяется примерно от 0,3 до 4 нм. Чем меньше число γ , тем на большее расстояние отталкиваются частичные дислокации.

Известно, что единичные краевые дислокации могут скользить в данной плоскости и переползать в другие параллельные. Единичные винтовые могут только скользить.

Растянутые дислокации являются скользящими и переползать не могут. При их скольжении головные частичные дислокации, передвигаясь, смещают атомы в неправильное (дефектное) положение, нарушая порядок чередования слоев, а замыкающие переводят их из дефектного положения в нормальное. Так как векторы Бюргера единичной и частичных дислокаций лежат в плоскости дефекта упаковки, то скольжение растянутых дислокаций возможно только в плоскости дефекта упаковки, выходить из нее они не могут. Головная частичная дислокация, дефект упаковки и замыкающая частичная дислокация движутся как одно целое. Плоскости дефекта упаковки обычно являются плотноупакованными.

Особый интерес представляет скольжение винтовых дислокаций. Чисто винтовая единичная дислокация (см. рис. 13) имеет цилиндрическую симметрию искажения закрученных вокруг

Таблица 1
Энергия дефекта упаковки различных металлов

Металл	γ , мкДж/см ²
Ag	1,0±0,5
Au	2,0±0,1
Cu	3±1
Ni	7,0 ÷ 8,0
α -Fe	14±4
Al	25
Zn	25
Cr	>30
Mo	>30
W	>30

нее плоскостей и поэтому при встрече препятствия может легко переходить из одной плотноупакованной плоскости первоначального скольжения в другую (тоже плотноупакованную или близкую по плотности упаковки), наклоненную под тем или иным углом. Такое скольжение называется поперечным (рис. 23).

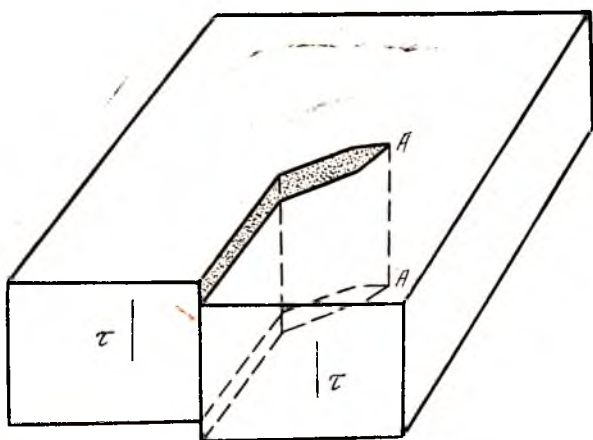


Рис. 23. Схема поперечного скольжения винтовой дислокации AA

Растянутая винтовая дислокация может легко скользить только в плоскости дефекта упаковки, к которому привязаны обе частичные дислокации. При переходе ее в другую кристаллографическую плоскость требуется предварительное стягивание ее (или части ее) в единичную дислокацию, для чего следует затратить определенное усилие, зависящее от энергии дефекта упаковки. Чем ниже эта энергия, т. е. чем шире плоскость дефекта упаковки, тем большее усилие необходимо для сжатия растянутой дислокации до единичной, тем меньше вероятность развития поперечного скольжения.

В ОЦК решетке в отличие от ГЦК все три вектора Бюргерса — единичной и двух частичных дислокаций — совпадают по направлению и не определяют однозначно положение плоскости дефекта упаковки (через одну прямую можно провести сколько угодно плоскостей). Поэтому поперечное скольжение растянутых винтовых дислокаций в ОЦК решетке идет так же легко, как и единичных.

10. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

При тех же механизмах — скольжении и двойниковании — пластическая деформация поликристаллов протекает несколько иначе, чем в монокристаллах. Основные отличия в деформации вызываются такими особенностями строения поликристаллов, как:

различие ориентировки отдельных кристаллитов;

наличие границ зерен как препятствий движению дислокаций;

различные упругие и пластические свойства кристаллитов в двухфазных сплавах, при проявлении анизотропии и т. п.;

необходимость согласованности деформации смежных зерен, вытекающая из условия сохранения сплошности границ.

В результате влияния этих особенностей в процессах пластической деформации поликристаллов можно отметить ряд отличительных черт, присущих поликристаллическим телам.

Процесс скольжения, т. е. пластическая деформация в поликристалле, начинается в отдельных, наиболее благоприятно ориентированных зернах. Неблагоприятно ориентированные зерна при этом подвергаются упругому деформированию до тех пор, пока напряжения не возрастут до значений, необходимых для их пластической деформации. Границы зерен служат препятствиями движению дислокаций. Если в зерне с благоприятной ориентировкой достигается напряжение, необходимое для работы источника дислокаций, раньше, чем в соседнем зерне, тогда в этом зерне происходит образование, движение, а затем и скопление дислокаций у границ. Возникающие при этом поля напряжений накладываются на внешние: это может привести к тому, что в соседних зернах будет достигнуто напряжение, активирующее работу источника дислокаций и пластическую деформацию. Таким способом распространяется пластическая деформация в соседние зерна. При этом происходит зернограничное упрочнение.

Деформация затрудняется, когда размер зерна уменьшается. В этом случае число скопившихся на границах зерен дислокаций уменьшается, уменьшаются поля напряжений, но главное — увеличивается набор разориентировок зерен, что суммарно делает границы более эффективными препятствиями для перемещения дислокаций.

Отмеченные особенности поликристаллических тел приводят к различным видам неоднородности деформации: по объему тела, между отдельными соседними зернами, внутри зерна. В свою очередь, неоднородность деформации, скопление дислокаций у различного рода препятствий, образование полей на-

пряжений являются причиной образования остаточных напряжений II рода, которые возникают во время упругой разгрузки различно деформированных зерен и уравниваются в пределах нескольких соседних зерен или их частей.

Пластическая деформация поликристаллов ведет не только к изменению формы зерна, но и к тому, что зерна приобретают предпочтительную ориентировку, т. е. возникает кристаллографическая текстура.

Рассмотренные особенности строения и деформации поликристаллов оказывают большое влияние на механизм упрочнения, на изменение структуры и свойств холоднодеформированных поликристаллических материалов.

11. УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

По мере развития холодной пластической деформации сопротивление деформированию непрерывно возрастает. Это явление называется деформационным упрочнением (наклепом).

Сопротивление деформации в пластической области определяется суммой двух отдельно оцениваемых параметров: a — пределом текучести σ_T (или $\tau_T = \tau_{кр}$), т. е. напряжением, необходимым для начала пластической деформации; b — величиной интенсивности деформационного упрочнения, которая характеризуется углом наклона кривой напряжение — деформация (см. рис. 1) к оси деформаций. Для такой оценки используют кривые истинное напряжение — деформация (кривые деформации) как поликристаллических образцов, так и монокристаллов. Первые имеют большое техническое значение, вторые важны для последовательного выяснения механизма упрочнения.

Явление упрочнения при пластической деформации очень многообразно и сложно. Природа упрочнения в настоящее время объясняется взаимодействием дислокаций между собой и с примесями, со вторыми твердыми фазами, границами зерен и блоков и т. п., которые являются причиной их торможения при скольжении. Имеется много точек зрения на механизмы такого взаимодействия. Далее будут рассмотрены только наиболее признанные из них [1—4], которые, однако, нельзя считать окончательно и полностью доказанными.

В самом простом случае деформации чистых монокристаллов на движущуюся дислокацию кроме силы Пайерлса действуют дополнительные силы, связанные с наличием других дислокаций в кристалле. К ним, прежде всего, следует отнести поле напряжений от других дислокаций. Каждая дислокация, искажая решетку, создает вокруг себя поле упругих напряжений,

изменяющихся по закону $\pm Gb/2\pi r$, где r — расстояние от дислокации до любой точки. При наличии в кристалле дислокаций разных знаков образуется противодействующее движению данной дислокации периодически изменяющееся поле упругих напряжений с амплитудой, пропорциональной Gb/r . Здесь r — расстояние между дислокациями в плоскостях, параллельных той, в которой идет скольжение. Так как $1/r = \sqrt{\rho}$, где ρ — средняя плотность дислокаций, то внешнее напряжение, необходимое для преодоления этого поля упругих напряжений скользящей дислокацией, будет пропорционально $Gb\sqrt{\rho}$.

Кроме того, дислокация, движущаяся в данной плоскости, может пересекаться с дислокациями, линии которых проходят через эту плоскость под тем или иным углом. Пересекающиеся дислокации, вступая в реакцию, могут при определенных условиях, зависящих от кристаллографии скольжения, изменить свою конфигурацию, образуя пороги (ступеньки) и неподвижные узлы — точки закрепления концов движущихся участков дислокаций. Точки закрепления могут существовать в кристалле и до начала деформации. В результате закрепления дислокаций в точках их активные участки длиной l будут работать как источники Франка-Рида. Внешнее напряжение, необходимое для возбуждения источников, определяется по формуле (9). Структура плетеных дислокаций, определяющих длину l между точками закрепления, весьма сложна и изучена недостаточно, поэтому, как и в предыдущем случае, $1/l$ заменяют через $\sqrt{\rho}$ и все описанные в этом пункте источники сопротивления движению дислокаций объединяют в один член. Тогда сопротивление скольжению

$$\tau_s = \tau_{II} + \alpha Gb \sqrt{\rho}. \quad (11)$$

В этой формуле первый член — напряжение Пайерлса, определяемое по формуле (8), представляет сопротивление движению дислокации в кристалле, свободном от других дислокаций; второй — суммарный вклад влияния других дислокаций в сопротивление движению данной дислокации; α — числовой коэффициент.

Параболический характер зависимости напряжений сдвига от плотности дислокаций подтверждается экспериментально. Однако формула (11) не позволяет предсказать ход кривой напряжение — деформация. Если считать, что плотность дислокаций растет линейно с увеличением степени деформации, то зависимость между напряжениями и деформациями в пластической области также будет параболической. Но это наблюдается только для некоторых поликристаллических металлов и сплавов, а также монокристаллов, упрочненных вторыми фазами.

Кривые деформации монокристаллов технически чистых металлов с различными решетками приведены на рис. 24. Исходная ориентация образцов была выбрана так, чтобы возможные плоскости и направления скольжения совпадали с направлением действия наибольших касательных напряжений (ориентация,

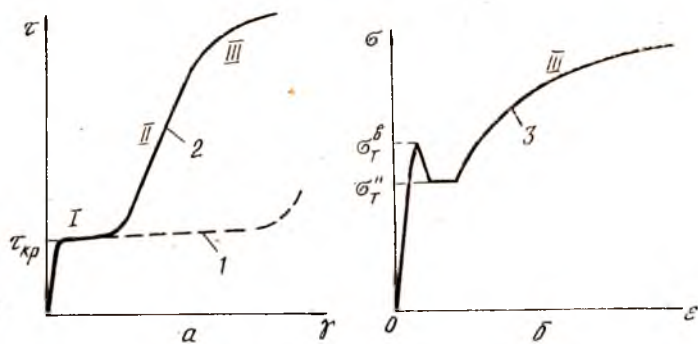


Рис. 24. Истинное напряжение — деформация монокристаллов с ГПУ решеткой (1), с ГЦК решеткой (2) и монокристаллов с ОЦК решеткой, содержащих следы примесей (3). Монокристаллы с ГПУ и ГЦК решетками подвергнуты испытанию на сдвиг (а), а с ОЦК решеткой — на растяжение (б)

благоприятная скольжению). После упругого участка на кривых деформации ГПУ и ГЦК кристаллов идет линейный участок I с низкой интенсивностью упрочнения (угол наклона равен приблизительно $10^{-4} G$), называемый *стадией легкого скольжения*. В гексагональных кристаллах, имеющих отношение $c/a \geq 1,633$ (магний, цинк, кадмий и др.), стадия легкого скольжения простирается до 100% деформации и более. В ГЦК кристаллах стадия I заканчивается при деформациях от 5 до 20%. При более значительных деформациях на стадии II интенсивность упрочнения возрастает примерно в 30 раз (угол наклона $\sim G/300$), характер кривой деформации почти линейный. При 30—50% деформации стадия II переходит в стадию III, характеризующуюся несколько меньшей (в 2—4 раза) интенсивностью упрочнения и имеющую параболический вид кривой. Из-за постепенного снижения интенсивности упрочнения стадию III иногда называют стадией динамического возврата (разупрочнения). Наличие трех стадий пластической деформации считается типовым и наблюдается не только в монокристаллах с ГЦК решеткой, но и в ряде поликристаллических металлов и малолегированных сплавов.

Слабое упрочнение на I стадии деформации можно объяснить тем, что при скольжении в одной группе параллельных

плоскостей дислокации почти не закрепляются и уходят на поверхность кристалла, так что средняя плотность их сохраняется почти постоянной. Другой вариант объяснения состоит в том, что на стадии легкого скольжения происходит постепенное заполнение кристалла дислокациями, но эффективными в смысле упрочнения являются только их переплетения, расстояния между узлами которых остаются почти постоянными, что не вызывает упрочнения.

Отличие в поведении ГПУ и ГЦК кристаллов объясняется различной кристаллографией скольжения. В первых оно идет только по семейству параллельных плоскостей гексагонального базиса, поэтому дислокации в них не пересекаются и наблюдается практически только стадия легкого скольжения. В ГЦК кристаллах скольжение возможно по четырем пересекающимся плоскостям типа $\{111\}$. Установлено, что резкое деформационное упрочнение во II стадии наблюдается при вовлечении в процесс скольжения плоскостей, пересекающихся с ранее действовавшими на стадии I. Встреча дислокаций в месте пересечения плоскостей приводит к образованию устойчивых группировок дислокаций, называемых сидячими. Так, при встрече двух дислокаций, перемещающихся в плоскостях $(\bar{1}11)$ и (111) , образуется новая дислокация с вектором Бюргерса, лежащим в неплотноупакованной плоскости (001) , по которой скольжение идти не может. Такая дислокация называется дислокацией Ломера-Коттрелла. Она является барьером, препятствующим перемещению дислокаций. Более подробно механизм ее образования описан в работе [5].

Образующиеся плоские скопления дислокаций в плотноупакованных плоскостях у таких барьеров показаны на рис. 25. Они противодействуют скольжению в данных и параллельных им плоскостях, вызывая постепенное затухание источника S Франка-Рида. Скольжение переходит в новые, менее благоприятно ориентированные плотноупакованные плоскости, в которых для перемещения дислокаций требуется большее напряжение. Со временем и в них образуются барьеры Ломера-Коттрелла, что приводит к повышению общей плотности дислокаций и уменьшению длины свободных участков линий дислокаций.

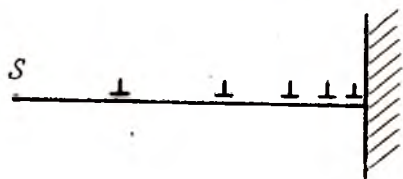


Рис. 25. Плоские скопления дислокаций

Количественный анализ такого механизма показывает линейный характер упрочнения на стадии II, интенсивность которого

близка к определяемой экспериментально. Кроме указанного механизма возможны и другие механические блокировки и закрепления дислокаций — ступеньки, дислокационные диполи и т. п.

В результате образования большого количества устойчивых узлов закрепления дислокаций напряжения возрастают настолько, что дислокации начинают обходить препятствия путем поперечного скольжения. Оно снижает интенсивность упрочнения в III стадии деформации, так как ослабляет поля высоких напряжений, образованные плоскими скоплениями дислокаций у барьеров. Как уже отмечалось в разд. 9, поперечное скольжение идет наиболее легко в металлах и сплавах с высокой энергией дефекта упаковки, в частности, имеющих ОЦК решетку. Поэтому на кривой деформации монокристаллов и поликристаллических металлов с ОЦК решеткой II стадия фактически отсутствует и почти вся кривая соответствует стадии III (см. рис. 24,б). В ГЦК кристаллах для возбуждения поперечного скольжения требуется достаточно высокое напряжение, поэтому в них III стадия наступает после значительной пластической деформации. Это означает, что они упрочняются при пластической деформации более интенсивно. При этом наиболее интенсивно упрочняются однофазные сплавы с самой низкой энергией дефекта упаковки. К их числу относятся широко используемые в авиации нержавеющие аустенитные стали, сплавы алюминия с магнием и α -латуни.

12. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИИ С АТОМАМИ ПРИМЕСЕЙ И ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Экспериментальное изучение прочности твердых растворов внедрения и замещения показало, что легирование существенно упрочняет металл. Предел текучести высококонцентрированных твердых растворов замещения может в несколько раз превосходить пределы текучести компонентов. Однако теория упрочнения высоколегированных твердых растворов в должной мере не разработана и поэтому здесь не рассматривается. Отметим только, что, по-видимому, упрочнение их связано главным образом с химическим взаимодействием, которое обусловлено электронной концентрацией сплавов.

Значительное упрочнение твердых растворов достигается и при небольшом легировании за счет взаимодействия дислокаций с атомами примесей и легирующих элементов. Первый тип взаимодействия обусловлен полем внутренних напряжений, соз-

даваемым растворенными атомами, которое преодолевает движущаяся дислокация. Усредненное по объему напряжение этого поля пропорционально атомной концентрации растворенного компонента C и относительной разности атомных радиусов примеси и растворителя $\delta = (R_n - R_o) / R_o$. Для гомогенных твердых растворов малой концентрации сопротивление деформации, связанное с этим полем, составляет

$$\tau = 2,5 G (\delta)^{4/3} C. \quad (12)$$

Наиболее существенный вклад в упрочнение твердых растворов вносит второй тип взаимодействия, приводящий к закреплению (блокировке) дислокаций в результате сегрегации растворенных атомов на неподвижных дислокациях. Из механизмов закрепления наиболее известен механизм упругого блокирования Коттрелла. Благодаря упругому взаимодействию полей напряжений краевой или смешанной дислокации и примесных атомов происходит диффузия последних в области решетки, искаженные дислокацией. Атомы элемента, растворенного по способу внедрения, диффундируют в растянутую (разреженную) область решетки и размещаются под краем экстраплоскости (см. рис. 12). Атомы элемента, растворенного по способу замещения, имеющие $R_n > R_o$, притягиваются к области растяжения, а имеющие $R_n < R_o$ — к области сжатия. Дислокация оказывается заблокированной облаком (атмосферой) чужеродных атомов, осажденных вдоль края экстраплоскости. Величина дополнительного напряжения, необходимого для отрыва дислокации из атмосферы Коттрелла, равна

$$\Delta \tau = 4 G \delta R_o / b. \quad (13)$$

Упругое блокирование дислокаций особенно существенно для растворов внедрения, где параметр размерного несоответствия δ больше, чем в растворах замещения.

Влияние блокирования дислокаций чужеродными атомами обнаруживается по «зубу» текучести на кривых напряжение—деформация (см. рис. 24,б). Верхний предел текучести σ_T^* соответствует отрыву дислокаций от облака примесных атомов, а нижний σ_T^* — самопроизвольному скольжению оторванных дислокаций в решетке раствора, продолжающемуся до тех пор, пока деформационное упрочнение не поднимет сопротивление деформации выше σ_T^* . Деформация, соответствующая σ_T^* , сосредотачивается в полосах Чернова-Людерса. Этот эффект наблюдается при растяжении образцов железа, малоуглеродистой стали и некоторых других сплавов.

Если стальной образец, подвергнутый пластической деформации, повторно нагрузить немедленно после разгрузки, то «зуб»

текучести не появится, так как атомы азота и углерода не успевают продиффундировать к дислокациям. Повторное нагружение после некоторой выдержки вновь приводит к появлению «зуба» текучести. Кроме того, в этом случае увеличивается сопротивление деформации на всех стадиях и резко падает пластичность. В технике это явление называют деформационным старением.

При холодной штамповке листовой стали, подвергшейся деформационному старению, появляются местные перенапряжения, приводящие к рванинам. Деформационное старение связано не только с сегрегацией атомов азота и углерода у большого числа дислокаций в деформированной стали, но и с упорядочением их расположения в этих зонах (эффект Сноэка) и, по-видимому, даже с образованием выделений каких-то агрегатов (фаз). Для повышения пластичности листовую сталь перед штамповкой подвергают отжигу с медленным охлаждением или знакопеременному легкому изгибу в валках («дрессировка»).

13. УПРОЧНЕНИЕ ЗА СЧЕТ ВЫДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ

Весьма эффективным способом повышения прочности сплавов является упрочнение их вторыми твердыми интерметаллидными фазами, распределенными внутри зерен твердого раствора. Такую структуру имеют алюминиевые и магниевые сплавы, жаропрочные аустенитные стали и сплавы на основе никеля, широко применяемые в авиационной технике. Эти сплавы подвергаются закалке на пересыщенный твердый раствор и последующему старению, в процессе которого происходит образование скоплений атомов легирующих элементов (зоны Гинье-Престона) или выделение промежуточных фаз, что приводит к упрочнению.

Упрочнение сплавов твердыми недеформируемыми частицами или зонами связано с обходом их дислокациями. Основной способ такого обхода — «проталкивание» дислокаций между частицами (рис. 26, а, б, в), в ходе которого дислокации выгибаются, а необходимое для проталкивания напряжение возрастает до тех пор, пока средний радиус кривизны линии дислокации не достигнет минимального значения, равного примерно половине расстояния l между частицами. Критическое напряжение сдвига для такого механизма упрочнения определяется по формуле (9), в которой l выражается через радиус частиц r_0 и объемную долю f вторых фаз. Тогда

$$\tau_{кр} = (\alpha G b \sqrt[3]{f}) / r_0. \quad (14)$$

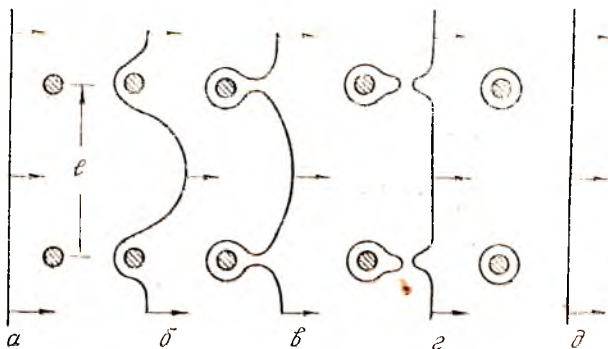


Рис. 26. Последовательные стадии прохождения дислокации между выделениями твердых фаз с образованием петель

Обратно пропорциональная зависимость $\tau_{кр}$ от r_0 и l подтверждается опытными данными, но только в диапазоне достаточно больших размеров частиц и расстояний между ними, наблюдаемых обычно в отожженном или отпущенном при высокой температуре состояниях.

Ограниченность применения формул (9) и (14) для оценки упрочнения вторыми фазами связана с тем, что описанный механизм не учитывает других возможных причин упрочнения. В самом деле, при обходе жестких частиц дислокациями дислокационные петли замыкаются (рис. 26, г, д) и образуют плоские скопления дислокаций около частиц (см. рис. 25), которые, противодействуя испусканию новых дислокаций источником Фрэнк-Рида, могут погасить его, и тем раньше (при меньших деформациях, чем меньше расстояние l между частицами. В этом случае обеспечение дальнейшей пластической деформации путем перерезания или разрушения дисперсных твердых частиц скоплениями дислокаций энергетически более выгодно, чем обход их путем проталкивания или поперечного скольжения. Такое перерезание дисперсных частиц неоднократно наблюдалось исследователями. В соответствии с этим механизмом

$$\tau_s = G^* \frac{r_0}{2l} = \frac{G^* \sqrt{l}}{4c(0,82 - \sqrt{l})} \quad (15)$$

где G^* — модуль сдвига частицы, c — постоянная, равная примерно 30.

Как видно из формулы (15), при увеличении размера дисперсных частиц напряжение сдвига не уменьшается, а растет.

Большое влияние на упрочнение оказывает строение границ раздела частиц выделений с матрицей. При образовании коге-

рентных и полукогерентных выделений в процессе старения возникает дальнедействующее поле упругих напряжений, так как когерентность решеток двух фаз обеспечивается их упругой деформацией. В общем случае величина упругих напряжений и, следовательно, дополнительного упрочнения за счет когерентной связи решеток тем больше, чем больше степень несоответствия периодов решеток выделения и матрицы и суммарная площадь границ раздела между ними. Она возрастает с увеличением объемной доли и уменьшением размера выделений.

Однако, как отмечалось, очень мелкие частицы легко перерезаются и эффект упрочнения от них невелик. Следовательно, выделения должны быть достаточно крупными, но не настолько, чтобы нарушалась когерентная связь между выделившейся фазой и матрицей и по этой причине происходило снятие рассматриваемой части упрочнения.

Постепенное упрочнение сплава в процессе старения обусловлено возрастанием сопротивления перерезанию и торможению дислокаций дальнедействующими полями упругих напряжений из-за одновременного укрупнения выделений и увеличения их плотности распределения в связи с увеличением объемной доли. В промышленных поликристаллических стареющих сплавах размер выделений, соответствующий достижению наибольшего предела текучести, как правило, не превышает 10—15 нм (100—150 Å). Достигается это подбором режимов старения. При перестаривании меняется механизм упрочнения. По мере коагуляции выделений стабильных фаз из-за увеличения размеров и расстояния между ними дислокации все больше обходят, а не перерезают их. Согласно формулам (9) и (15) это ведет к постепенному снижению сопротивления деформации. Определенный вклад в разупрочнение вносит и устранение полей упругих напряжений в решетке твердого раствора из-за срыва когерентности.

Достижение наибольшей величины упрочнения дисперсными частицами вторых фаз зависит не только от размера, плотности выделений и типа их связи с матрицей, но и целого ряда других факторов (природы фаз упрочнителей и их свойств, кристаллической структуры, формы и взаимного расположения выделений), которые не удается предсказать без проведения экспериментов. В целом предел текучести стареющих сплавов может быть повышен в 2—3 раза за счет упрочнения дисперсными выделениями вторых фаз. Эти выделения существенно влияют и на характер деформационного упрочнения.

Независимо от типа, размера выделений и вида их связи с матрицей в состаренных сплавах стадия легкого скольжения подавляется почти полностью как в поликристаллическом агре-

gate, так и в монокристаллах. При малом расстоянии между когерентными выделениями (не более нескольких десятков нм), когда они перерезаются дислокациями в ходе деформации, наблюдается высокое начальное напряжение течения (предел текучести), но небольшая интенсивность упрочнения. При большем расстоянии между частицами промежуточных фаз проходящие между ними дислокации оставляют дислокационные петли, которые затрудняют перемещение последующих дислокаций. В этом случае при меньшем пределе текучести скорость деформационного упрочнения в начале деформации (II стадия) достаточно велика, однако вскоре она заметно снижается из-за развития поперечного скольжения и высокий предел прочности достигается после небольшого равномерного удлинения.

14. ВЛИЯНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ

Как уже отмечалось, границы зерен являются эффективным барьером, тормозящим движение дислокаций. Это объясняется тем, что расположение атомов в пограничном слое таково, что здесь отсутствуют плотноупакованные плоскости скольжения, а возможные системы скольжения в соседнем зерне не совпадают с таковыми в первом. Дислокация не может непосредственно перейти из одного зерна в другое, так как необходимое для этого напряжение сдвига оказывается близким к теоретическому значению критического напряжения. Следовательно, границы зерен, являясь барьером для движения дислокаций, должны вызывать упрочнение металла, и тем больше, чем мельче зерно.

Петч и Холл, обобщив результаты экспериментальных исследований пределов текучести железа и сталей, показали, что с измельчением зерна (увеличением протяженности границ) предел текучести растет по параболическому закону:

$$\sigma_{\tau}^{\text{н}} = \sigma_0 + K_{\text{п}} d^{-0,5}. \quad (16)$$

В уравнении Холла-Петча $\sigma_{\tau}^{\text{н}}$ — нижний предел текучести; d — средний размер зерен; σ_0 — предел текучести монокристалла, характеризующий внутреннее сопротивление зерен движению дислокаций, преодолевающих силу Пайерлса, влияние других дислокаций, примесных атомов и т. п.; $K_{\text{п}}$ — коэффициент Петча, характеризующий силу блокировки дислокаций границами зерен.

Значение σ_0 находится экстраполяцией кривой растяжения диаграммы $\sigma(\sqrt{\varepsilon})$, $\varepsilon = 0$. Величина $K_{\text{п}}$ при известном размере зерна определяется из диаграммы растяжения по формуле (16).

Впоследствии оказалось, что уравнение (16) с достаточной точностью описывает металлы с ГЦК и ГПУ решетками, а в некоторых случаях и сложнорегированные сплавы.

Тормозящее действие границы оказывают практически с самого начала пластической деформации. Поэтому стадия легкого скольжения у поликристаллических металлов, особенно с мелким зерном, фактически отсутствует. Начальный период пластической деформации характеризуется высокой интенсивностью упрочнения. Это следует рассматривать как результат усложнения скольжения, описанный в разд. 11. Действительно, во взаимосвязанной системе различных ориентированных зерен скольжение в данном зерне по одной системе, исходя из условия сохранения сплошности границ, неизбежно должно вызвать скольжение в соседних зернах не по одной, а по многим взаимно пересекающимся системам.

В поликристаллах одновременно с упрочнением, вызываемым барьерным действием границ и эффектом усложнения скольжения, идет разупрочнение, связанное с поперечным скольжением. Наблюдаемая кривая деформации представляет результат суммарного вклада этих конкурирующих факторов. Большая ее часть соответствует стадии III пластической деформации. Меньшая интенсивность упрочнения в металлах с ОЦК решеткой связана с сильно развитым в них поперечным скольжением.

Таким образом, кривые деформации поликристаллических металлов идут и выше, и круче, чем соответствующие кривые монокристаллов, ориентированных для легкого скольжения. В поликристаллических металлах и сплавах с гексагональной решеткой из-за малого числа систем скольжения имеется много зерен с неблагоприятной ориентировкой по отношению к направлению внешнего скальвающего напряжения. Поэтому для них особенно велика разница в пределах текучести по сравнению с монокристаллами. По этой же причине низка их пластичность. В металлах с ГЦК структурой имеется большое число систем скольжения, поэтому различие в механических свойствах между монокристаллами и поликристаллическим агрегатом значительно меньше. Металлы с ОЦК структурой занимают в этом отношении промежуточное положение между ГПУ и ГЦК.

15. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Структурные изменения после холодной пластической деформации металлов и сплавов сводятся к изменению формы и раз-

меров кристаллов, их пространственной кристаллографической ориентации и внутреннего строения каждого кристаллита.

Изменение внешней формы деформированного металла происходит вследствие изменения размеров и формы отдельных зерен. Форма зерен изменяется в соответствии со схемой главных деформаций: они вытягиваются вдоль оси наибольшей главной деформации и уменьшаются в размере вдоль оси наименьшей деформации. Изменения формы зерен выявляются на травленном шлифе с помощью оптического микроскопа уже при 20—30% деформации. При большей деформации в микроструктуре появляются новые детали — полосы двойников, новые поверхности раздела внутри зерен, которые делятся на фрагменты. Несмотря на сложность картины, и в этом случае направление, в котором происходит удлинение зерен, остается различным. Микроанализ используется при изучении течения металла в отдельных частях заготовки после сложных операций обработки давлением, характеризующихся большой разнородностью деформации, когда заранее предсказать направление течения в том или ином объеме невозможно. Изменение формы зерен, их вытяжка приводят к образованию волокнистости — металлографической текстуры, которую не следует путать с текстурой кристаллографической.

По мере протекания деформации процесс скольжения обязательно вызывает вращение каждого кристалла, направленное так, что кристалл стремится принять положение, при котором действующие плоскости и направления скольжения располагаются параллельно осям главной деформации. Так, при растяжении монокристалла с ГПУ решеткой скольжение в плоскостях $\{0001\}$ приводит к повороту их на угол Θ вокруг оси, перпендикулярной плоскости чертежа (рис. 27). В пределе плоскости скольжения должны стать параллельными линии растяжения PP .

Кроме этого, происходит вращение каждой пачки скольжения вокруг оси PP , из-за которого направление скольжения $[2\bar{1}\bar{1}0]$ стремится к совмещению с направлением действия максимального касательного напряжения. Двойное вращение происходит во всех кристаллических телах, деформирующихся путем скольжения. В ГЦК и ОЦК кристаллах, имеющих большее число систем скольжения, чем ГПУ металлы, торможение скольжения в первоначально действующих системах переводит его в другие, пересекающиеся с первоначальными. Траектория вращения пачек скольжения при этом может резко изменить направление. В поликристаллических металлах и сплавах, несмотря на осложняющий эффект влияния границ и независимо от исходной ориентации отдельных зерен и траектории вращения их, при

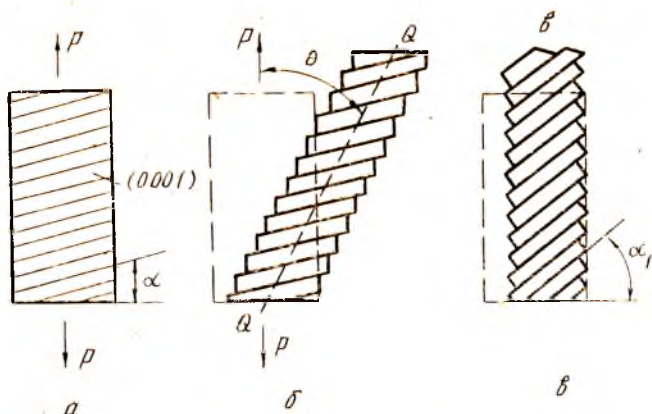


Рис. 27. Вращение плоскостей скольжения при растяжении монокристалла с ГПУ решеткой: *a* — исходный образец, *б* — результат скольжения по плоскости (0001), *в* — суммарный результат скольжения и вращения

значительной деформации каждое зерно в конце концов достигает примерно одинаковой ориентации относительно осей главной деформации. Такая преимущественная ориентировка, при которой одноименные кристаллографические направления и плоскости во всех зернах становятся приблизительно параллельными, называется *кристаллографической текстурой*.

Кристаллографическая текстура пластической деформации зависит в основном от вида обработки давлением и типа кристаллической решетки обрабатываемого материала. Заранее предсказать ее можно лишь для простейших однородных деформаций. Выявляется она рентгенографически. Так, в металлах и сплавах с ОЦК решеткой после волочения параллельно оси проволоки устанавливаются направления $\langle 110 \rangle$ при неопределенной ориентации плоскостей. После холодной прокатки тех же металлов параллельно поверхности листа ориентируются плоскости $\{100\}$, а вдоль оси прокатки — направления $\langle 110 \rangle$. Более подробно вопросы текстурообразования освещены в курсе рентгенографии и специальной литературе.

Отметим, что кристаллографическая текстура начинает выявляться при деформациях 20—30% и становится почти совершенной при степени 80—90%. Наиболее склонны к образованию текстуры металлы и сплавы с гексагональной решеткой — из-за малого числа систем скольжения.

Текстура пластической деформации имеет важное технологическое значение, так как она обуславливает анизотропию свойств обработанного изделия. Иногда это может оказаться

полезным (например, определенная текстура в листах трансформаторной стали снижает потери энергии на перемагничивание), но обычно приносит вред. Так, при глубокой вытяжке деталей типа «стакан» из текстурованной листовой заготовки верхняя кромка изделия получается неровной, на ней обнаруживается несколько симметрично расположенных фестонов (выступов) в направлениях, где сопротивление деформации было наименьшим. Толщина стенки «стакана» при образовании фестонов получается неодинаковой, что может привести к обрыву при обработке или эксплуатации. Необходимы также затраты на обрезку фестонов.

Наиболее важно при пластической деформации изменение тонкой структуры — увеличение плотности дислокаций ρ . У хорошо отожженного поликристаллического металла $\rho = 10^6 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$, при деформации на несколько процентов $\rho = 10^8 \div 10^9 \text{ см}^{-2}$, а при сильной деформации $\rho = 10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Следовательно, плотность дислокаций при деформации увеличивается в десятки и сотни тысяч раз. Уже при малых степенях деформации (5—10%) проявляется неравномерность в распределении их по объему кристалла, возникают переплетения (клубки) дислокаций, образующие размытые объемные границы областей — ячеек размером несколько микрон, внутри которых плотность дислокаций невелика. С повышением степени деформации ячеистая структура становится более выраженной: границы делаются более узкими и из объемных переходят в плоские, внутри ячеек почти не остается дислокаций, но растет число сплетений, увеличивается плотность дислокаций в сплетениях. При этом зерно делится на субзерна (блоки) размером 0,3—3 мкм, разориентированные относительно друг друга на углы от нескольких минут до нескольких градусов. В образовании ячеистой и субзернистой структуры основную роль играют процессы поперечного скольжения и перемещения дислокаций, которые легче идут в металлах и сплавах с высокой энергией дефекта упаковки (α -Fe, Mo, Al и некоторые сплавы на их основе). В аустенитных сталях, α -латуни и бронзах, т. е. сплавах с низкой энергией дефекта упаковки, ячеистая структура не наблюдается. С увеличением степени деформации растет также число дефектов упаковки, вакансий и межузельных атомов. В пределах каждого зерна преобладают дислокации одного знака.

Изменение тонкой структуры металлов и сплавов при пластической деформации обуславливает изменение всего комплекса механических, физических и химических свойств, которое называют *наклепом*. В большинстве случаев наиболее важно изменение механических свойств. Предварительная пластическая де-

формация металла увеличивает пределы прочности и текучести и снижает показатели пластичности (относительное удлинение δ и сужение Ψ) при повторном нагружении того же знака (рис. 28).

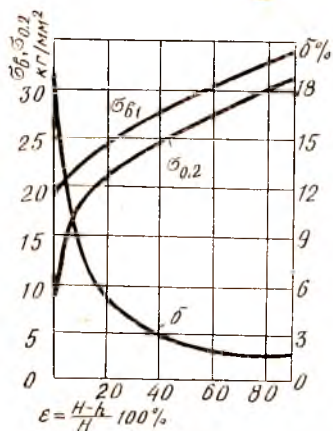


Рис. 28. Изменение механических свойств дюралюмина Д1 в зависимости от степени обжатия при прокатке

В поликристаллических металлах и сплавах влияние небольшой деформации (до 10%) на предел текучести сильнее, чем на предел прочности. В результате отношение $\sigma_{0,2}$ к σ_b быстро растет с повышением степени деформации, что характеризует снижение запаса пластичности: величина δ также резко падает при сравнительно небольших деформациях. Кривые зависимостей $\sigma_{0,2}$, σ_b и δ или Ψ от степени деформации ϵ широко используются в технологии обработки давлением. Их называют *диаграммами деформируемости*.

Наклеп имеет громадное техническое значение. За счет пластической деформации можно увеличить σ_b в 1,5—2 раза, а $\sigma_{0,2}$ —

в 2—5 раз и даже более. Это широко используется в промышленности для упрочнения материалов, неупрочняющихся термической обработкой (нержавеющие аустенитные стали, алюминиевые сплавы систем Al—Mn, Al—Mg и др.).

Наклеп имеет важное значение и в технологии обработки давлением. Так, операция протяжки проволоки через фильеру для уменьшения диаметра была бы невозможна, если бы материал проволоки не упрочнялся в степени, достаточной для компенсации происходящего при этом уменьшения поперечного сечения. Металлы и сплавы, слабо упрочняющиеся при пластической деформации, с большим трудом поддаются глубокой вытяжке и волочению, ибо деформация сосредоточивается в местах уменьшения сечения, где и происходит разрушение.

Наклеп имеет и отрицательные стороны. Сильное упрочнение при пластической деформации снижает пластичность, и формоизменение на большую величину становится невозможным из-за охрупчивания материала. Кроме того, по мере упрочнения при холодной обработке давлением возрастает требуемая мощность оборудования. Для восстановления исходных свойств обрабатываемой заготовки, позволяющих вести дальнейшее деформирование, производят промежуточный рекристаллизационный отжиг.

16. РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Разрушение — это отделение одной части образца (детали) от другой. По характеру нагружения разрушение делят на статическое (от постоянной нагрузки), динамическое (от ударной нагрузки), усталостное (от знакопеременных напряжений), разрушение от ползучести и пр. По степени деформации, реализуемой к моменту разрушения, его делят на квазихрупкое или просто хрупкое и вязкое. Для хрупкого разрушения типична острая, часто ветвящаяся трещина, большая скорость ее распространения, отсутствие или небольшая величина пластической деформации перед разрушением и кристаллический вид излома. Для вязкого разрушения характерна тупая, раскрывающаяся трещина, малая скорость ее продвижения, значительная пластическая деформация при продвижении и волокнистый вид излома. Наибольший практический интерес представляет хрупкое разрушение, характерное для высокопрочных состояний сплавов.

При изучении хрупкого разрушения его рассматривают как процесс, состоящий из трех стадий: зарождения субмикротрещин размером порядка 10^{-4} мм (меньше размера зерна), стабильного роста их до микро- и макроразмера критической величины и нестабильного самопроизвольного распространения макротрещины по всему сечению (долом). Первую и вторую стадии традиционно изучает физика разрушения, а третью — механика разрушения.

Субмикротрещины образуются при пластической деформации в результате торможения дислокаций у различного рода препятствий, например, границ зерен, вторых твердых фаз (рис. 29,а). Дислокации, генерируемые под действием касательных напряжений источником Франка-Рида, скапливаются в конце плоскости скольжения у таких препятствий. Когда концентрация напряжений в голове скопления достигает теоретической прочности на сдвиг, дислокации «спрессовываются» в одну сверхдислокацию \perp , содержащую 100—1000 дислокаций, в результате чего происходит раскрытие субмикротрещины с образованием клиновидной полости (заштриховано). Такой механизм образования субмикротрещины возможен и наблюдался в поликристаллических металлах и сплавах.

Возникновение субмикротрещин возможно и в отсутствие физических барьеров торможения дислокаций, в частности, в местах пересечения активных плоскостей скольжения (рис. 29,б) в результате слияния дислокаций, находящихся в разных плоскостях. Такое слияние ведет к образованию сидячей дислокации с вектором Бюргера \vec{b} , лежащим в неплотноупакованной плоскости. Слияние n пар дислокаций увеличивает \vec{b} в n раз, что

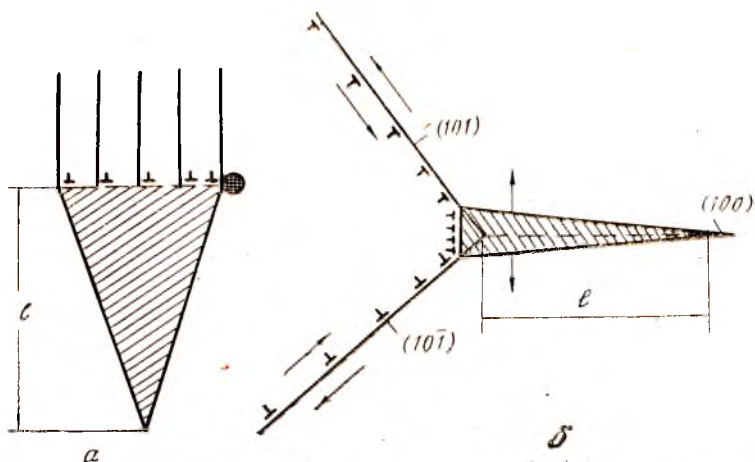


Рис. 29. Образование зародышевых микротрещин (заштрихованные области) путем «спрессовывания» дислокаций у препятствий (а) и слияние пересекающихся дислокаций (б)

эквивалентно разъединению атомов в неплотноупакованной плоскости на величину nb , т. е. образованию субмикротрещины. На рис. 29 субмикротрещины предельно острые: радиус кривизны в их вершине соизмерим с периодом решетки. Предложен ряд других механизмов образования зародышевых трещин, в том числе тупых, в виде пор.

Дальнейшее поведение зародышевых субмикротрещин зависит от величины нормальных напряжений σ и микроструктуры металла. Считают, что во второй стадии под действием σ происходит стабильное подрастание трещин за счет поглощения вакансий, пор, дислокаций и субмикротрещин с других плоскостей скольжения, вследствие чего возникает магистральная трещина, которая не является предельно острой. При достижении ею определенной (критической) длины происходит самопроизвольное распространение ее по всему сечению. Некоторые ученые полагают, что разрушение может происходить непосредственно от субмикротрещин, минуя стадию их подрастания.

Механика разрушения рассматривает тело с имеющимися трещинами, являющимися сильными концентраторами напряжений. Величина напряжения σ_k перед устьем трещины равна произведению наибольшего нормального напряжения вдали от трещины σ на корень квадратный отношения ее длины l к радиусу кривизны в вершине ρ . Если σ_k достигнет теоретической прочности на разрыв, то трещина будет расти. Однако по мере роста l (и, следовательно, σ_k) происходит притупление трещи-

ны (растет ρ) за счет пластического течения металла перед ее устьем. Последнее снижает концентрацию напряжений σ_k . Неопределенность отношения l/ρ затрудняет непосредственный расчет критической длины трещины.

Гриффитс, используя энергетический подход, показал, что такое местное разрушение в устье трещины может перейти в самопроизвольное, если уменьшение упругой энергии, обусловленное приростом длины трещины, будет превышать работу, необходимую для образования новых поверхностей, т. е. когда поверхностная энергия γ окажется меньше высвобождающейся упругой энергии. Формула Гриффитса для плоского деформированного состояния имеет вид

$$\sigma = \sqrt{2E\gamma/\pi l(1-\mu^2)} \quad (17)$$

и подтверждается экспериментально только для абсолютно хрупких тел (стекло). Для металлов, учитывая работу пластической деформации $\gamma_{пл}$, γ в формуле (17) была заменена на $\gamma_{эф} = \gamma + \gamma_{пл}$ ($\gamma_{пл} \gg \gamma$) и формуле был придан следующий вид:

$$\sigma \sqrt{\pi l} = \sqrt{2E\gamma_{эф}/(1-\mu^2)} = K, \quad (18)$$

где K — коэффициент интенсивности напряжений у вершины трещины.

Поскольку нет прямых методов замера $\gamma_{пл}$ у вершины трещины, Ирвин предложил определять экспериментально критическую величину коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} , получившую название *вязкости разрушения*. Тогда условие разрушения примет вид

$$\sigma \sqrt{\pi l} = K_{Ic}. \quad (18,a)$$

Эту формулу используют в расчетах на трещиностойкость. При известной величине напряжения из нее определяется критическая длина трещин, приводящих к разрушению, а при известной длине трещины — предельное (критическое) напряжение.

Параметр вязкости разрушения K_{Ic} определяется в специальных опытах по разрушению образцов с наведенными трещинами в условиях плоского деформированного состояния и имеет размерность $H/мм^{3/2}$. Величина K_{Ic} — это нижняя граница возможных значений коэффициента интенсивности напряжений K . Она является константой для данного материала и характеризует его надежность и работоспособность в наиболее опасных для развития хрупкого разрушения условиях. Наряду с пределом текучести $\sigma_{0.2}$ и пределом прочности σ_b вязкость разрушения K_{Ic} принимают за критерий конструкционной прочности.

К сожалению, определение K_{Ic} довольно трудоемко и для соблюдения условий плоской деформации требует применения крупногабаритных образцов, особенно при испытании пластичных материалов. Близкой по смыслу (но не адекватной) к K_{Ic} является работа распространения трещины $a_p(a_{Ty})$, определяемая в сравнительно простых испытаниях на ударный изгиб по стандартным образцам с наведенной трещиной. Но a_p не может быть использована в прочностных расчетах. Наиболее эффективно применение ударных испытаний для определения порога хладноломкости по серийным кривым $a_n(T)$ или $a_p(T)$. *Порог хладноломкости* — это температурная область (весьма узкая) резкого уменьшения a_n или a_p при снижении температуры T в связи с переходом от вязкого разрушения к хрупкому. Такой резкий переход характерен для металлов и сплавов с ОЦК решеткой, в частности для сталей.

Параметр K_{Ic} характеризует поведение материала в процессе уже развивающегося разрушения и, строго говоря, применим для тел с имеющимися трещинами и не может являться мерой сопротивления материала на стадии зарождения трещин в бездефектных веществах. В этой связи представляет интерес разрабатываемая Ю. Я. Мешковым единая физическая теория разрушения для тел без трещин, базирующаяся на концепции о возможности перехода гриффитсовской субмикротрещины в разрушающую, минуя стадию стабильного подрастания. Им введено понятие о запасе вязкости K_3 . Эта величина представляет отношение критического напряжения хрупкого разрушения (сопротивление микросколу) R_{mc} к пределу текучести $\sigma_{0,2}$ при рабочей температуре. Величина R_{mc} определяется на разрывных образцах при низких температурах хрупко-вязкого перехода, когда $\Psi \leq 10\%$, или в простейших случаях рассчитывается по размеру зерна или другого элемента структуры. Для предотвращения хрупкого разрушения необходимо, чтобы $\sigma_1 < R_{mc}$, а $K_3 > Q = \sigma_1/\sigma_i$, где Q — коэффициент жесткости напряженного состояния, рассчитываемый обычными методами в местах концентрации напряжений в детали; σ_1 и σ_i — наибольшее главное напряжение и интенсивность напряжений.

Большой практический интерес представляет усталостное разрушение под действием знакопеременных напряжений, амплитуда которых не превышает предела текучести. В общих чертах оно связано с тем, что такое напряжение достаточно для приведения в действие некоторых источников генерирования дислокаций, которые, по плоскости скольжения выходя на поверхность, по тем или иным причинам не всегда возвращаются к источнику при изменении направления деформирования (знака напряжений). При этом невоссоединившаяся часть плоскости

скольжения образует на поверхности ступеньку, служащую зародышем микротрещины, Развитие ее приводит к разъединению атомов в плоскости скольжения без видимой деформации. Зона усталостного разрушения имеет характерный гладкий, «притертый» вид.

Наиболее распространенной характеристикой сопротивления усталости является *предел выносливости* при симметричном цикле напряжений σ_{-1} , определяемый как максимальное напряжение амплитуды цикла, приводящее к разрушению образца после N циклов изменения напряжения (обычно $N=70^7$ или 10^5). Механикой разрушения введены две новых характеристики: K_{th} — пороговое значение интенсивности напряжений, ниже которого трещина не растет, и dl/dN — скорость роста трещины. Последняя зависит от размаха коэффициента интенсивности напряжений в устье трещины ΔK и может быть использована в расчетах на долговечность N .

На характер и вязкость разрушения элементов конструкций оказывает влияние большое число внешних и внутренних (структурных) факторов. Из внешних факторов, помимо температуры и характера нагружения, на процесс разрушения оказывает влияние схема напряженного состояния, форма детали (концентраторы напряжений), размер детали (масштабный фактор) и пр. Всестороннее равномерное растяжение способствует хрупкому разрушению, а сжатие предотвращает его. Это положение прямо вытекает из приведенных выше рассуждений. Его необходимо учитывать, например, при выборе схемы обработки давлением малопластичных по своей природе сплавов. Для них рекомендуется схема всестороннего сжатия (прессование, ковка в фигурных бойках и пр.). В местах резкого изменения размеров и формы нагруженной детали (выточки, сверления, пазы и т. п.) возникает местное увеличение (концентрация) напряжений и возрастает жесткость напряженного состояния, эквивалентная наложению всестороннего растяжения. В высокопрочных материалах концентраторы сильно снижают вязкость и способствуют хрупкому разрушению. Масштабный фактор проявляется в снижении механических свойств и увеличении склонности к хрупкому разрушению с увеличением размеров и массы деталей. Это связано с ростом объемной доли дефектов металлургического и иного происхождения (поры, ликвация вредных примесей и т. п.) и повышением вероятности присутствия в объеме дефектов, создающих критическую концентрацию напряжений. Значительное влияние на процесс разрушения, особенно усталостного, оказывает чистота обработки поверхности, наличие агрессивных сред и другие факторы.

17. НЕКОТОРЫЕ ПРИНЦИПИАЛЬНЫЕ ПУТИ СОЗДАНИЯ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

Одной из самых важных проблем современной техники является создание высокопрочных материалов. Она особенно актуальна для авиационной и ракетно-космической техники. Элементы конструкций летательных аппаратов при минимальных размерах и весе должны надежно работать в сложных условиях эксплуатации. Конструкционная прочность, т. е. прочность материала в конструкции, зависит от совокупности целого ряда конструкционных, эксплуатационных и технологических факторов. Высокие значения пределов прочности σ_b и текучести $\sigma_{0,2}$, определенных в испытаниях на статическое растяжение образцов, не гарантируют надежной и долговечной работы деталей. Более того, как показывает опыт, чем выше эти показатели прочности материала, тем ниже его вязкость и больше склонность к внезапному хрупкому разрушению деталей. Поэтому конструкционную прочность необходимо оценивать по комплексу механических свойств. Высокая конструкционная прочность может быть обеспечена только в том случае, если при высоких характеристиках прочности на разрыв удастся одновременно получить достаточную для данных условий эксплуатации пластичность (вязкость) и долговечность (живучесть) материала. Наиболее важными (но не всегда единственными) показателями конструкционной прочности являются предел текучести $\sigma_{0,2}$ и вязкость разрушения K_{Ic} .

Такое сочетание потенциально разнонаправленных свойств в материале получить очень сложно. Оно достигается за счет применения широкого комплекса технологических (металлургических) мероприятий. Важнейшее место в их ряду занимает выбор рационального химического состава сплавов и целенаправленное регулирование их структуры путем термической обработки. Рассмотрим некоторые принципиальные пути создания высокопрочных материалов, основываясь на изложенных выше представлениях об упрочнении и разрушении.

В высокопрочном состоянии все сплавы весьма чувствительны к примесям и неметаллическим включениям. Примеси могут не только вызвать блокировку дислокаций (см. разд. 12), но и сегрегировать на границах зерен, снижая энергию сцепления между ними до значений, которые меньше эффективной поверхностной энергии скола. В этом случае происходит хрупкое межкристаллитное разрушение. Неметаллические включения в сталях (сульфиды, оксиды и др.) имеют малую силу связи с мат-

рицей и в теоретических моделях рассматриваются как микропустоты, расстояние между которыми определяет уровень вязкости разрушения, протекающего продвижением трещины через них. Вредные примеси и неметаллические включения слабо влияют на прочностные показатели, но резко снижают характеристики вязкости K_{Ic} , a_n , a_p и др. Так, в стали 40ХНМА увеличение содержания серы от 0,008 до 0,04% снижает величину K_{Ic} на 500—700 Н/мм^{3/2}. При выплавке высокопрочных материалов применяют специальные методы и чистые шихтовые материалы для повышения чистоты первых по вредным примесям.

Упрочнение, как указывалось выше, достигается созданием в структуре сплава возможно большего числа барьеров, затрудняющих или тормозящих движение дислокаций. В высокопрочных структурных состояниях решающее влияние на характер и вязкость разрушения оказывает степень подвижности дислокаций у различного рода препятствий. В принципе, существует только два альтернативных пути их поведения: «спрессовывание» с образованием субмикротрещин — будущих источников разрушения — или микропластическое течение за счет перемещения дислокаций, уменьшающее уровень пиковых напряжений у препятствий и, следовательно, склонность к хрупкому разрушению.

Примером первого может служить углеродистый мартенсит закаленной стали, представляющий пересыщенный раствор внедрения углерода в α -железе. В мартенсите реализуются все известные в дислокационной теории механизмы упрочнения: искажение кристаллической решетки, резкое повышение плотности дислокаций в результате фазового наклепа при превращении аустенита в мартенсит, образование множества новых границ раздела между кристаллами мартенсита и двойниковыми прослойками внутри мартенситных кристаллов, образование на дислокациях атмосфер из легко подвижных атомов углерода и пр. Из-за закрепления дислокаций атомами углерода они имеют крайне низкую подвижность, мартенсит оказывается «переупрочнен» и разрушается хрупко. При уменьшении содержания углерода, растворенного в α -железе, с повышением температуры отпуска вязкость разрушения повышается, но при этом сильно снижаются и показатели прочности. Последнее не означает, что между увеличением вязкости и снижением прочности всегда существует жесткая однозначная связь. Например, в практически безуглеродистых мартенситно-старяющихся сталях, легированных Ni, Co, Mo, Ti и другими элементами, удается получить значительно лучшее сочетание прочности и вязкости, так как закрепление дислокаций атомами углерода в мартенсите, пересыщенном Ni и Co, практически отсутствует, а торможение

скольжения осуществляется равномерно распределенными дисперсными выделениями интерметаллидов, образовавшихся при старении. Так, у обычной стали 40ХНМА при $\sigma_b = 1800$ МПа и $\sigma_{0,2} = 1500$ МПа вязкость разрушения $K_{Ic} = 1500\text{--}1750$ Н/мм^{3/2}, а у мартенситно-стареющей стали 03Н18К8М5Т при тех же показателях прочности $K_{Ic} = 3000$ Н/мм^{3/2}.

Важным направлением в уменьшении склонности к хрупкому разрушению и повышении конструкционной прочности высокопрочных сплавов является формирование возможно более однородной и дисперсной микроструктуры как основного условия, затрудняющего возникновение больших локальных концентраций напряжений. Практически важным в этом плане является измельчение зерна и других элементов структуры, а также диспергирование и сфероидизация вторых твердых фаз-упрочнителей. Так как размер d зерен определяет дистанцию свободного пробега дислокаций и, следовательно, максимальное число их в скоплениях, то при одинаковом напряжении в меньшем зерне возникает меньшая концентрация напряжений и тем самым затрудняется образование трещин. В то же время с измельчением зерна растет протяженность границ в единице объема, что вызывает повышение прочности. Этот факт имеет принципиальное значение. На нем основаны термоциклическая (ТЦО) и другие виды обработки на сверхмелкое зерно (СМЗ) при $d \leq 10$ мкм. Не останавливаясь на технологических приемах получения СМЗ, укажем, что за счет этого в обычных сталях можно добиться $\sigma_{0,2} = 1700\text{--}2000$ МПа при $K_{Ic} = 2500\text{--}3200$ Н/мм^{3/2}.

Влияние формы частиц вторых твердых фаз на конструкционную прочность видно из сравнения свойств феррито-карбидной смеси с пластинчатой и сферической формой карбидов. В обоих случаях твердость и прочность растут с увеличением дисперсности смеси, т. е. с измельчением карбидов и уменьшением расстояния между ними, так как при этом увеличивается площадь межфазных границ, тормозящих движение дислокаций. Вязкость стали с пластинчатыми карбидами весьма низка ($K_{Ic} = 1000\text{--}1200$ Н/мм^{3/2}) и слабо зависит от расстояния между пластинами. В сталях со сфероидизированными карбидами при той же прочности вязкость в 3—4 раза больше и заметно растет с увеличением расстояния между карбидами. Это объясняется тем, что сфероидизация карбидов увеличивает дистанцию свободного пробега дислокаций, дает возможность проталкивания их между частицами карбидов, тогда как свободное перемещение дислокаций в феррите с пластинчатыми карбидами всегда ограничено расстоянием между протяженными пластинами. Поэтому среднеуглеродистые конструкционные стали подвергают улучшению — закалке на мартенсит и последующему высокому

отпуску на сорбит отпуск. — в результате которого получают структуру со сфероидизированными карбидами. В таком состоянии сталь обладает умеренной прочностью и высокой вязкостью.

Одним из новых важных направлений повышения конструкционной прочности является комбинированное воздействие пластической деформации и обычной термообработки, при котором изменения в тонкой структуре, созданной наклепом, наследуются при последующей закалке и низком отпуске. Этот процесс получил название *термомеханической* обработки (ТМО). При высокотемпературной ТМО (ВТМО) пластическая деформация производится выше температуры рекристаллизации (горячая) и совмещается с нагревом под закалку (800—900°C для сталей), после деформации сразу осуществляются закалку на мартенсит. При низкотемпературной ТМО (НТМО) сталей после нагрева под закалку аустенит переохлаждают до температур высокой устойчивости (450—600°C), производят холодную пластическую деформацию при этой температуре, затем закаливают на мартенсит и отпускают.

При НТМО происходит измельчение мартенситных кристаллов и резко растет плотность дислокаций в мартенсите, полностью унаследованная из холоднодеформированного аустенита. В результате прочность возрастает до рекордно высоких значений $\sigma_b = 2600\text{—}3200$ МПа, а пластичность и ударная вязкость соответственно составляет $\delta = 6\text{—}8\%$, $a_{10} \leq 40$ Дж/см². Последние для столь сильно упрочненной стали следует признать хорошими и можно объяснить высокой равномерностью распределения дислокаций и выделений дисперсных карбидов при деформации и низком отпуске. Но для использования в конструкциях вязкость сталей после НТМО все же недостаточна, они склонны к хрупкому разрушению. При ВТМО от структуры, соответствующей горячей деформации, после закалки и отпуска наследуется фрагментированная (полигонизованная) субструктура с большим числом малоугловых полупроницаемых границ. Такие границы тормозят движение дислокаций и в то же время пропускают часть их в соседние фрагменты (блоки), что способствует снижению пиковых локальных напряжений и увеличению вязкости. Поэтому после ВТМО при некотором упрочнении сталей ($\sigma_b = 2200\text{—}2500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1900\text{—}2200$ МПа) по сравнению с обычной термообработкой и НТМО значительно (в 1,5—2 раза) возрастает вязкость разрушения, достигая 2000—3000 Н/мм^{3/2}.

Недавно разработан еще один класс высокопрочных сталей, названных ПНП-сталими (пластичность, наведенная превращением). В них при высокой прочности ($\sigma_{0,2} = 2000$ МПа) достигается высокая пластичность ($\delta = 20\text{—}25\%$) и исключительно большая вязкость разрушения ($K_{Ic} = 5000$ Н/мм^{3/2}) путем под-

бора химического состава стали и режимов деформации и термообработки. Стали подвергаются закалке на стабильный аустенит, деформации с большими обжатиями (60—80%) при температуре 400—500°C, в процессе которой из аустенита выделяются карбиды и происходит его обеднение углеродом и легирующими элементами. Это переводит охлажденную до 20°C сталь в метастабильное, неустойчивое состояние по отношению к превращению аустенита в мартенсит ниже некоторой температуры M_d при деформации образца или детали под нагрузкой. Точка M_d (начало превращения аустенита в мартенсит деформации) лежит выше 20°C, но ниже температуры обжатия. Переход аустенита в мартенсит деформации при эксплуатации сопровождается увеличением прочностных свойств и значительным ростом пластичности. Некоторые из ПНП-сталей подвергают обработке холодом и дополнительной деформации с последующим отпуском при 350—450°C. ПНП-стали в настоящее время являются самым надежным конструкционным материалом. Высокая вязкость разрушения таких сталей связана с образованием мартенсита при продвижении трещины, что упрочняет материал и тормозит ее дальнейший рост, и с релаксацией напряжений в вершине трещины при $\gamma \rightarrow \alpha$ фазовом превращении.

18. ГОРЯЧАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ

Горячая пластическая деформация тесно связана с процессами полигонизации и рекристаллизации. Под *полигонизацией* понимают образование и рост разделенных малоугловыми границами субзерен (блоков) путем перераспределения дислокаций в деформированных зернах. *Первичная рекристаллизация* — это образование и рост новых зерен, окруженных высокоугловыми границами, за счет деформированных зерен. Термодинамическим стимулом этих процессов является накопленная при пластической деформации энергия. Рекристаллизация полностью устраняет наклеп. Температура начала рекристаллизации $T_p = a T_{пл}$, где коэффициент a изменяется от 0,4 для технически чистых металлов до 0,6—0,7 для сплавов. Полигонизация происходит почти при тех же температурах, но наблюдается обычно только в легконаклепанных металлах и сплавах. При этом чем больше энергия дефекта упаковки, тем крупнее размер субзерен и тем в большей степени происходит снятие наклепа. Более подробно эти процессы описаны в работе [6].

Пластическую деформацию при температуре выше T_p называют *горячей деформацией*. Для большинства сплавов $T_{гд} \geq 0,6 T_{пл}$. Деформация при температуре ниже T_p считается холодной.

Основным механизмом горячей пластической деформации остается скольжение, но при высоких температурах идет и диффузионное перемещение дислокаций—*переползание* (рис. 30),—которое накладывается на обычный сдвиговой механизм и несколько видоизменяет и активизирует его. Кроме того, при температурах выше $0,5 T_{пл}$ и малых скоростях деформации может развиваться еще один механизм пластической деформации — *зернограничное скольжение* (проскальзывание зерен). Процесс идет в приграничных объемах за счет движения дислокаций внутри зерна и диффузии атомов по границам.

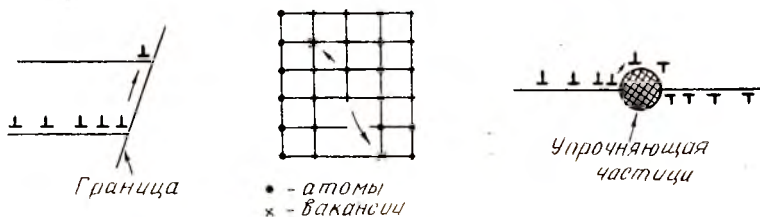


Рис. 30. Схема переползания дислокаций

При повышенных температурах во многих металлах и сплавах выявлено увеличение числа плоскостей скольжения. Это существенно повышает пластичность, что особенно важно для Mg и других металлов с ГПУ решеткой, имеющих низкую пластичность при 20°C .

Наиболее существенная черта горячей деформации, отличающая ее от деформации холодной, состоит в том, что во многих случаях материал после горячей обработки давлением не обнаруживает существенного деформационного упрочнения. Отсутствие упрочнения долгое время объясняли тем, что горячая деформация всегда сопровождается рекристаллизацией. Как показали исследования последних лет, выполненные применительно к ВТМО [13], такое утверждение неточно. Установлено, что в ходе самой деформации в зависимости от ее режимов и природы сплава может идти как рекристаллизация, так и полигонизация. Существенные изменения в тонкой структуре и механических свойствах могут происходить после горячей деформации — в процессе последеформационной выдержки и последующего охлаждения. Раньше такого разграничения не делали и о сущности явлений при горячей обработке судили по состоянию объекта после охлаждения до 20°C , которое в большинстве случаев оказывалось в той или иной мере рекристаллизованным.

О характере изменений в тонкой структуре металлов и сплавов при горячей деформации можно судить по кривым напря-

жение—деформация. Эти кривые имеют несколько характерных участков (рис. 31). На участке 1—2 происходит деформационное упрочнение, механизмы которого сходны с механизмами упрочнения при холодной деформации (см. разд. 11). В результате горячего наклепа (до точки 2) получают структуру с неупорядоченным распределением дислокаций, плотность которых, как и созданная при деформации концентрация вакансий, повышена.

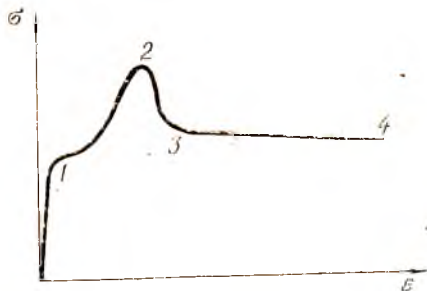


Рис. 31. Схема зависимости напряжения от степени горячей деформации

После получения определенной начальной степени наклепа наступает стадия динамического возврата (участок 2—3), протекающего по извращенному механизму поперечного скольжения (см. разд. 9, 11) или по механизму переползания дислокаций (см. рис. 30). Эти процессы, особенно переползания дислокаций с участием точечных дефектов, сильно активируются с повышением

температуры и при горячей обработке давлением играют значительно большую роль, чем при холодной. Вследствие процессов динамического возврата формируется ячеистая субструктура, которая, в отличие от субструктуры холодного наклепа, имеет увеличенный размер ячеек и более четкие регулярные сетки границ. Фрагментация структуры на стадии динамического возврата уменьшает общий уровень искажений и, следовательно, тенденцию к рекристаллизации.

Появление пика (точка 2, рис. 31) на кривых σ — ϵ определяется одновременным протеканием двух конкурирующих процессов: упрочнения в результате наклепа и разупрочнения вследствие динамического возврата. Высота пика, т. е. степень горячего наклепа, зависит от природы металла и режимов деформации. Она уменьшается с повышением температуры и при снижении скорости деформации. Слабое деформационное упрочнение обнаруживают металлы и сплавы с высокой энергией дефекта упаковки (к ним относятся металлы с ОЦК решеткой, сплавы с ферритной структурой, алюминий и многие сплавы на его основе), сильно — объекты с низкой энергией дефекта упаковки (медь, никель, аустенитные сплавы).

Участок 3—4 на рис. 31 соответствует установившейся стадии горячего деформирования, когда большие деформации набираются при постоянном или слабо меняющемся напряжении. На этой стадии имеется динамическое равновесие между процессами упрочнения и разупрочнения. Последние на этой стадии сво-

дятся к динамической полигонизации или динамической рекристаллизации. В ходе динамической полигонизации, как и обычной статической, наблюдающейся при нагреве после холодной деформации, формирование и миграция малоугловых границ контролируется переползанием дислокаций. От статической она отличается тем, что в процессе горячей деформации дислокации все время «нагоняются» в тело зерен. Аналогично отличие динамической рекристаллизации от статической.

Динамическая полигонизация происходит в условиях, когда состояние металла отвечает умеренному горячему наклепу. Это наблюдается в материалах первой группы (не склонных к сильному деформационному упрочнению) при невысоких скоростях деформации и в материалах второй группы при высоких температурах и тех же малых скоростях. Получению полигонизованной структуры способствует схема всестороннего сжатия при обработке (прессование). Структура полигонизации, полученная при небольших степенях деформации, весьма устойчива и сохраняется даже при повторном нагреве выше температуры статической рекристаллизации, что очень важно для ВТМО (см. разд. 17). Сохранению полигонизованной структуры способствует применение дробных деформаций при обработке и введение в сплавы элементов-антирекристаллизаторов (например, марганца и циркония в алюминиевые сплавы), повышающих температуру начала рекристаллизации.

После сильного горячего наклепа при пониженной температуре и высокой (для материалов первой группы) или умеренной (для материалов второй) скорости деформации идет динамическая рекристаллизация. Она не приводит к стабильной структуре, ибо образующиеся свободно от дислокаций объемы зерен насыщаются ими в следующие моменты деформации. Последеформационная выдержка или последующий нагрев приводят к статической рекристаллизации. Вследствие чередования (а не компенсации) процессов разупрочнения и упрочнения рекристаллизационных объемов на кривых σ — ϵ в некоторых случаях наблюдается зубчатость.

Таким образом, в зависимости от режимов деформации, времени и скорости охлаждения после горячей обработки тонкая структура металлов и сплавов может соответствовать состоянию горячего наклепа, началу образования субструктуры после динамического возврата, полигонизованному состоянию, состояниям после динамической и статической рекристаллизации или, наконец, может быть смешанной.

Горячая деформация вызывает большие изменения в макро- и микроструктуре, особенно после литья. Литая структура характеризуется крупными кристаллами — дендритами первич-

ной кристаллизации, — по границам которых расположены примеси, неметаллические включения, усадочные раковины, газовые пузыри. При горячей деформации первичная литая структура разрушается: происходит заварка газовых пузырей и усадочной пористости, зерна измельчаются и становятся равноосными, связь между зернами улучшается, в результате чего прочность и пластичность металла повышаются. Зерна после горячей деформации обычно не имеют вытянутой формы, но макроструктура горячедеформированного металла, как правило, волокнистая. Волокнистость получается вследствие того, что имеющиеся в металле примеси и неметаллические включения вытягиваются в направлении деформации. Волокнистость макроструктуры приводит к структурной анизотропии свойств вдоль и поперек направления деформации. Горячая деформация улучшает структуру не только литого, но и деформированного металла.

Следует отметить, что у целого ряда сплавов при горячей ($0,7—0,9 T_{пл}$) обработке давлением обнаружено многократное снижение сопротивления деформированию и повышению пластичности до $300—2000\%$. Это явление названо *сверхпластичностью*. Сверхпластичность проявляется в материалах, в которых при деформации имеет место фазовое превращение (сверхпластичность превращения) или в сплавах с весьма мелкозернистой (размер зерна < 10 мкм) структурой (сверхпластичность структурная). Последняя реализуется в сравнительно узком интервале температур ($0,7—0,85 T_{пл}$), поэтому деформацию необходимо осуществлять в изотермических условиях и при очень малых скоростях ($\sim 10^{-4}—10^{-2} \text{ с}^{-1}$). Все это усложняет промышленное применение эффекта сверхпластичности.

В основе механизма пластической деформации в состоянии сверхпластичности лежат следующие процессы:

диффузионная ползучесть, т. е. движение вакансий через зерна или вдоль их границ, вызванное напряжениями;

зернограничное скольжение;

динамические возврат и рекристаллизация при горячей деформации.

Сверхпластичность важна для изготовления сложных по форме изделий из труднодеформируемых сплавов. Ее можно также использовать в низкоскоростных процессах обработки давлением (экструзия, прессование, штамповка в закрытых штампах и т. п.) для осуществления больших деформаций в изотермических условиях при малых усилиях.

19. ПОЛЗУЧЕСТЬ И ЖАРОПРОЧНОСТЬ

В предыдущих разделах было сделано допущение, что деформация не зависит от времени, т. е. возникает одновременно с приложением нагрузки, и при $\sigma = \text{const}$ и $T = \text{const}$ дальнейшего деформирования не происходит. На самом деле в металлах идут различные процессы, стремящиеся с течением времени уменьшить искажения кристаллической решетки от действия внешней нагрузки, что приводит к медленному течению металла.

Необратимая пластическая деформация металла в результате длительного действия статической нагрузки постоянной величины называется *ползучестью*. В монокристалле ползучесть возникает в том случае, когда приложенное напряжение выше предела упругости. В поликристаллических материалах пластическая деформация начинается в отдельных зернах при напряжении, заметно меньшем, чем макроскопический предел упругости или текучести. Поэтому в них ползучесть будет иметь место как при $\sigma \geq \sigma_T$, так и при $\sigma < \sigma_T$. Последний вариант представляет наибольший интерес, так как действующие в деталях механизмов и машин напряжения обычно ниже предела текучести материала при данной температуре. В случае низких температур ($T \leq 0,3 T_{пл}$) величина деформации ползучести значительно меньше мгновенной пластической деформации, возникающей в момент приложения нагрузки, и ею в ряде вариантов можно пренебречь. При высоких температурах деформация ползучести может многократно превосходить величину мгновенной пластической деформации. Поэтому ползучесть особенно важна для деталей, работающих в условиях высоких температур.

Склонность материалов к ползучести устанавливается по кривым ползучести, построенным в координатах деформация—время при $T = \text{const}$ и $P = \text{const}$ ($\sigma = \text{const}$). Типичная кривая ползучести при растяжении (рис. 32) имеет три характерных участка (стадии): ab — участок неустановившейся ползучести, протекающей довольно быстро, но с понижающейся скоростью; bc — стадия установившейся (равномерной) ползучести с примерно постоянной скоростью; cd — стадия ускоренной ползучести, заканчивающейся разрушением (точка d) при уменьшающемся сечении образца и постоянной нагрузке. Отрезок Oa соответствует мгновенной деформации, возникающей в момент приложения нагрузки. При испытаниях на кручение и изгиб третья стадия отсутствует, а при испытаниях на сжатие наблюдается только первая.

Влияние температуры и величины приложенных напряжений на вид кривых ползучести при растяжении показано на рис. 33, где приведены четыре кривые, отражающие воздействие

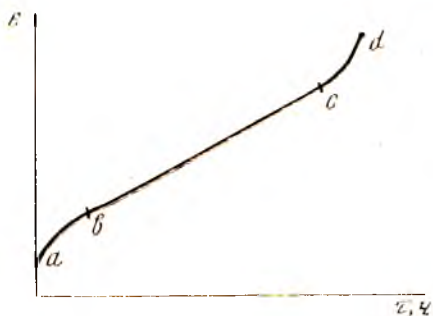


Рис. 32. Типичная кривая ползучести при растяжении

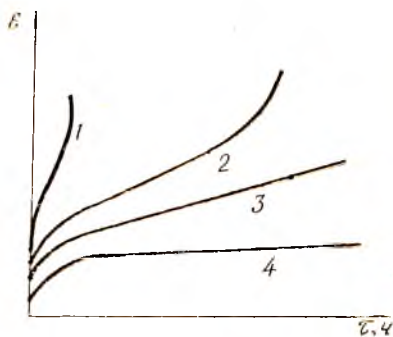


Рис. 33. Влияние температуры ($T_1 > T_2 > T_3 > T_4$) и напряжения ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > \sigma_4$) на характер кривых ползучести

температуры испытания (при постоянном напряжении) или, наоборот, напряжения (при постоянной температуре) с переходом от кривой 4 к кривой 1. С повышением температуры или приложенного напряжения стадия неустановившейся ползучести уменьшается, а участок установившейся ползучести может совсем исчезнуть (кривая 1). При низких значениях T или σ третья стадия может не наступить даже при испытаниях в течение нескольких тысяч часов (кривая 3). В случае еще более низких значений T или σ может отсутствовать и вторая стадия, так как, начиная с какого-то момента, деформация не увеличивается (кривая 4).

В соответствии с преобладанием сдвиговых (дислокационных) или диффузионных механизмов пластической деформации принято различать низко- и высокотемпературную ползучести, граница между которыми для сплавов находится приблизительно при $0,5 T_{пл}$. Это деление условно, ибо действие различных механизмов деформации при ползучести зависит не только от температуры, но и от величины напряжения. При невысоких температурах и высоких напряжениях преобладают сдвиговые механизмы пластической деформации, а при высоких температурах и умеренных или низких напряжениях наряду со скольжением протекают различные диффузионные процессы, способствующие пластической деформации. Наибольший интерес представляет высокотемпературная ползучесть, так как большинство жаропрочных сплавов предназначено для работы при температурах $0,5-0,8 T_{пл}$.

Уменьшение скорости деформации на первой стадии низкотемпературной ползучести объясняется эффективным тормо-

жением движущихся дислокаций у различных препятствий: границ зерен и блоков, барьеров Ломера-Коттрелла, выделений частиц избыточных фаз-упрочнителей и т. п. Постепенное торможение все большего числа дислокаций и заширание действующих источников Франка-Рида приводит к упрочнению сплава и уменьшению скорости ползучести. Эта стадия наиболее четко выявляется в термически упрочняемых сплавах, где действуют все перечисленные препятствия.

На стадии установившейся ползучести по мере накопления локальных напряжений у препятствий развиваются процессы возврата, связанные с отрывом и уходом дислокаций от препятствий. При низкотемпературной ползучести процессы возврата протекают путем поперечного скольжения, не контролируемого диффузией. При высокотемпературной — процессы возврата осуществляются путем переползания дислокаций в другие плоскости скольжения, где часть из них встречается с дислокациями, генерированными другими источниками, и аннигилирует (уничтожается). Одновременно с переползанием и аннигиляцией дислокаций, вызывающих разупрочнение, происходит испускание новых дислокаций из источников, что обуславливает скольжение (деформацию ползучести) и упрочнение. Дислокации возникают при деформации и уничтожаются при встрече с равными скоростями. Поэтому скорости упрочнения и разупрочнения на стадии установившейся ползучести равны между собой, а плотность дислокаций остается примерно постоянной. Так как переползание дислокаций осуществляется с помощью вакансий, то скорость высокотемпературной ползучести контролируется скоростью диффузии вакансий к дислокациям.

В результате перераспределения дислокаций путем переползания или поперечного скольжения на стадии установившейся ползучести формируется сильно развитая субзеренная (полигонизованная) структура, способствующая упрочнению сплава.

В реальных жаропрочных сплавах высокотемпературная ползучесть может ускоряться за счет таких диффузионных процессов, как сфероидизация и коагуляция частиц фаз-упрочнителей, обмен атомами между сосуществующими фазами в гетерогенных сплавах при изменении температуры и пр. Особенно интенсивно эти процессы протекают на стадии ускоренной ползучести.

Важную роль в процессах ползучести играют границы зерен. При низкотемпературной ползучести они являются эффективными препятствиями на пути движения дислокаций, т. е. способствуют упрочнению. При высокотемпературной ползучести они, наоборот, разупрочняют сплав, поскольку в этих условиях диффузионные процессы особенно сильно развиваются по границам зерен, что проявляется в межзеренной деформации. Последняя

может происходить путем вязкого течения вещества по границам или путем проскальзывания (относительного перемещения соседних зерен по общей границе), обусловленного внутризеренным скольжением. Вклад, вносимый межзеренной деформацией в общую деформацию ползучести, растет с повышением температуры и измельчением зерна и может достигать до 40%.

Разрушение при высокотемпературной ползучести обычно носит межкристаллитный характер. Оно развивается постепенно, задолго до достижения третьей стадии. Скопления вакансий у границ зерен наряду с зернограницным проскальзыванием приводят к образованию микропустот и пор, представляющих зародыши микро-, а затем и макротрещин. Объединение макротрещин вызывает разрушение в конце третьей стадии.

Прочность различных сплавов, работающих при температурах не выше $0,5 T_{пл}$, определяется в основном стабильностью их дислокационной структуры, создаваемой в результате той или иной обработки (см. разд. 17). При более высоких температурах устойчивость дислокационной структуры нарушается из-за усиленно развивающихся диффузионных процессов. Жаропрочность металлов и сплавов в этих условиях определяется прежде всего прочностью межатомных связей в кристаллической решетке, о которой приближенно можно судить по температуре плавления основного компонента сплава. Чем выше эта температура, тем, как правило, выше рабочая температура сплава.

Жаропрочность зависит также от типа кристаллической решетки твердого раствора сплава. Несколько меньшая жаропрочность наблюдается у сплавов с менее плотноупакованной решеткой ОЦК, так как коэффициент диффузии в них выше, чем в сплавах с плотноупакованными структурами ГЦК и ГПУ. По этой причине рабочий интервал температур использования сталей ферритного класса с ОЦК решеткой (550—650°C) заметно ниже такового для аустенитных сталей с ГЦК решеткой (650—850°C).

Важную роль в жаропрочности играет температура начала рекристаллизации. При рекристаллизации сильно возрастает диффузионная подвижность атомов и сопротивление ползучести резко падает. Поэтому наибольшая температура использования жаропрочных сплавов, как правило, не превышает температуру начала рекристаллизации. Очевидно, что для повышения жаропрочности величину этой температуры необходимо сдвинуть в сторону более высоких температур. Это достигается легированием, при котором температура начала рекристаллизации может возрастать от $0,4 T_{пл}$ для чистых металлов до $0,7—0,8 T_{пл}$ для высоколегированных сплавов.

Жаропрочность конкретного сплава в значительной степени зависит от его структуры. Опыт показал, что наибольшую жаро-

прочность многие сплавы (особенно для сравнительно кратковременного использования в ракетах или самолетах) имеют в гетерогенном состоянии, т. е. когда они кроме сложнелегированного твердого раствора содержат определенное количество избыточных фаз тугоплавких и жаропрочных химических соединений [9]. Верхней границей стабильности такой структуры является температура старения или температура рекристаллизации, которые для умереннолегированных деформируемых сплавов составляют $0,55-0,65 T_{пл}$. Эта температура является наибольшей рабочей температурой таких сплавов. Литейные сплавы, упрочненные вторыми фазами в виде дисперсных выделений внутри и по границам зерен твердого раствора, могут работать при температурах $0,65-0,75 T_{пл}$.

Наибольшую жаропрочность имеют литейные сплавы, в которых тугоплавкие избыточные фазы выделяются по границам зерен в виде сетки или скелета. Сплавы с такой структурой способны работать при предельно высоких температурах — до $0,7-0,8 T_{пл}$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Физическое металловедение. Т. 3: Пер. с англ. / Под ред. Р. Кани. М.: Мир, 1987. 484 с.
2. Р. Хоникомб. Пластическая деформация металлов и сплавов. М.: Мир, 1972. 408 с.
3. Подухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
4. Калачев М. И. Деформационное упрочнение металлов. М.: Наука и техника, 1980. 256 с.
5. Новиков И. И. Дефекты кристаллической решетки металлов. М.: Металлургия, 1974. 188 с.
6. Новиков И. И. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
7. Тихонов А. С. Элементы физико-химической теории деформируемости сплавов. М.: Наука, 1972. 158 с.
8. Ф. Пикеринг. Физическое металловедение и разработка сталей: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 182 с.
9. Захаров М. В., Захаров А. М. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1972. 384 с.
10. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 454 с.
11. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
12. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
13. Бернштейн М. Л. Прочность стали. М.: Металлургия, 1974. 198 с.
14. Штрелель М. А. Прочность сплавов. Ч. 1. М.: Металлургия, 1982. 280 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
1. Основные понятия	4
2. Механизм упругой деформации. Модуль упругости	7
3. Основной механизм холодной пластической деформации монокристалла	10
4. Плоскости и направления скольжения в кристаллах	12
5. Критическое напряжение сдвига в идеальном монокристалле	16
6. Линии, полосы и пачки скольжения	17
7. Дислокационные представления о механизме скольжения	19
8. Двойникование	26
9. Дислокации и дефекты упаковки в типичных кристаллических структурах	29
10. Пластическая деформация поликристаллов	35
11. Упрочнение кристаллов при пластической деформации	36
12. Взаимодействие дислокаций с атомами примесей и легирующих элементов при деформации	40
13. Упрочнение за счет выделения дисперсных частиц вторых фаз	42
14. Влияние границ зерен на сопротивление деформации и упрочнение	45
15. Изменение структуры и свойств в результате холодной пластической деформации	46
16. Разрушение металлов и сплавов	51
17. Некоторые принципиальные пути создания структурных составов сплавов с высокой конструкционной прочностью	56
18. Горячая пластическая деформация	60
19. Ползучесть и жаропрочность	65
Библиографический список	69

*Морозов Николай Петрович,
Крюков Владимир Ильич,
Колеров Олег Константинович*

**ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ДЕФОРМАЦИИ,
ПРОЧНОСТИ И ЖАРОПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ
И АВИАЦИОННЫХ СПЛАВОВ**

Редактор Т. К. Крестинина
Техн. редактор Н. М. Калешюк
Корректор Н. С. Куприянова

Свод. тем. пл. № 642

Сдано в набор 25.04.89 г. Подписано в печать 5.06.89 г.
ЕО 00200. Формат 60×84 1/16. Бумага оберточная.
Гарштура литературная. Печать высокая.
Усл. п. л. 4,1. Уч.-изд. л. 4,0. Т. 600 экз. Заказ 390. Цена 20 к.

Куйбышевский ордена Трудового Красного Знамени
авиационный институт имени академика С. П. Королева,
443001 Куйбышев, ул. Молодогвардейская, 151.

Тип. ЭОЗ Куйбышевского авиационного института,
443001, Куйбышев, ул. Ульяповская, 18.