

Министерство высшего и среднего специального
образования РСФСР

Куйбышевский ордена Трудового Красного Знамени
авиационный институт им. С.П. Королева

Н.П. Морз о в, В.И. К р ю к о в,
О.К. К о л е р о в

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ДЕФОРМАЦИИ,
ПРОЧНОСТИ И ЖАРОПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ
И АВИАЦИОННЫХ СПЛАВОВ

Учебное пособие

Куйбышев 1979

УДК 629.7:669. 017: 620. I (075)

В пособии рассматриваются физические основы пластической деформации и прочности металлических материалов на основе теории 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, изучающих курс "Металлография". Оно может быть полезным для студентов других специальностей.

Темплан 1979г, поз. 2149

Рецензент - Б.Ф. Т р а х т е н б е р г

Утверждено редакционно-издательским советом института 16.12.77г.

© Куйбышевский авиационный институт, 1979

ПРЕДИСЛОВИЕ

При решении сложных и разнообразных задач по изысканию и производству новых высокопрочных материалов, которые особенно остро ставит авиационная техника, знания металлурга в области физических основ пластичности и прочности становится совершенно необходимым. 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 все 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 методов 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 имеющейся учебной литературе по этому вопросу.

§ I. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ

Наиболее важной характеристикой металлов и сплавов являются 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.

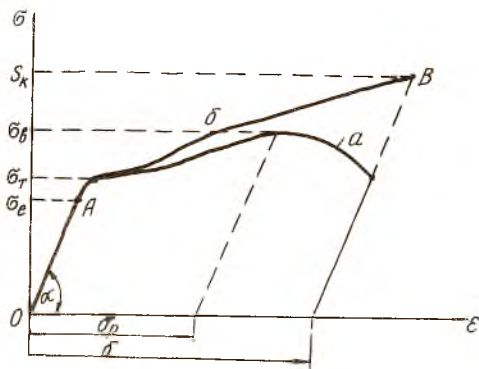
Механические свойства отдельных металлов и сплавов меняются в очень широких пределах, однако, по своим совокупным свойствам они резко выделяются из остальных групп материалов и наиболее приемлемы для технического применения.

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 небольших 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, при этом 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 пластическим — относительное сужение в шейке ψ , относительное удлинение при разрыве δ' , относительное равномерное удлинение σ_p (рис. I). Вязкость металлов чаще всего определяют в испытаниях на ударный изгиб образцов с надрезом и называют ударной вязкостью a_H . Кроме этих трех групп механических свойств важное значение имеют упругие константы материала: модуль нормальной упругости E и модуль сдвига σ .

Процесс деформирования при растяжении образца обычно изображают на диаграмме растяжения, построенной в координатах: условное напряжение σ — относительная деформация ε (см. рис. I, 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 вычисляется 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

Р и с. I. Кривые: условное напряжение — относительная деформация (a) и истинное напряжение — относительная деформация (σ) для пластического металла, подвергнутого испытанию на растяжение.

инструмент (матрица и пуансон) изготавливается с несколько иным углом 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 нагрузке благодаря наличию сил взаимодействия между атомами. Силы взаимодействия между атомами в металле складываются:

а - из сил притяжения между положительно заряженными ионами и отрицательно заряженными свободными электронами;

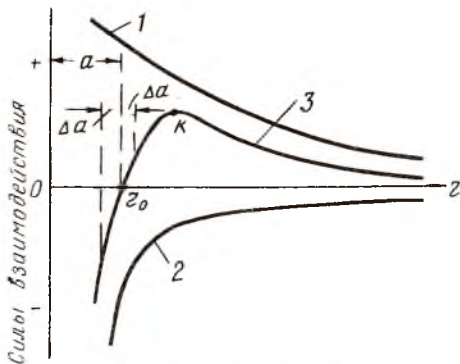
б - из сил отталкивания между одинаково заряженными ионами.

Схема изменения этих сил в зависимости от расстояния между двумя атомами приведена на рис. 3. (кривые 1 и 2). На рисунке показана результирующая сила взаимодействия между атомами (кривая 3), являющаяся алгебраической суммой сил притяжения (+) и отталкивания (-). Величина этой силы имеет криволинейную зависимость от расстояния z и для двух атомов описывается уравнением:

$$P = \frac{a}{z^{m+1}} - \frac{b}{z^{n+1}}, \quad (I)$$

где a и b - числовые коэффициенты;

m и n - показатели степени, равные $m=1, n=3$.



Р и с. 3. Схема сил взаимодействия между атомами металла в функции межатомного расстояния

Основные черты сил взаимодействия, представленные на рис.3, сохраняются и для реальной кристаллической структуры металла. В точке $z \approx z_0$ силы притяжения и отталкивания взаимно уравновешиваются, и при отсутствии внешних сил атомы занимают равновесное положение, характеризуемое параметром решетки α .

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 смещения нарушают баланс сил взаимодействия между атомами, в результате чего возникает реактивная сила $P' = P$, стремящаяся вернуть атомы в положение устойчивого равновесия. Сила P' приходящаяся на единицу площади сечения, называется напряжением. Согласно уравнению I и рис. 3, величина напряжения имеет криволинейную зависимость от смещения Δa . Однако, как уже отмечалось, относительные смещения атомов, т.е. относительная упругая деформация $\varepsilon = \Delta a / a$ или относительный упругий сдвиг $\gamma = \Delta a / a$ весьма малы, поэтому сила, стремящаяся вернуть атомы в прежнее положение равновесия, близка к линейной функции величины их смещения (относительной деформации). 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.

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

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 вблизи точки ε_0 (см.рис. 3) и почти прямолинейным участком кривой истинных напряжений на диаграмме растяжения (см. рис. 1). При более высоких упругих деформациях, наблюдаемых, например, в монокристаллах с идеальной решеткой, принимается нелинейная зависимость между напряжениями и упругими деформациями типа

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K_1 \left(\frac{\sigma}{E}\right)^2 + K_2 \left(\frac{\sigma}{E}\right)^3 + \dots, \quad (3)$$

где K_1 и K_2 - коэффициенты.

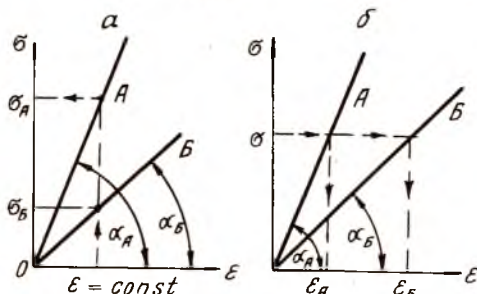
Рассмотрим механическую и физическую интерпретацию модуля

упругости. Из формулы (2)

$$E = \sigma / \epsilon .$$

(4)

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



Р и с. 4. Схемы, иллюстрирующие механический смысл модуля упругости E при $\epsilon = \text{const}$ (а) и $\sigma = \text{const}$ (б)

С другой стороны, модуль упругости характеризует жесткость материала конструкции, которая определяется величиной деформации, вызванной нагрузкой меньше предела упругости. Чем больше модуль упругости E , тем меньше деформация ϵ , обусловленная заданной нагрузкой (напряжением σ), и выше относительная жесткость материала (рис. 4б).

Так как относительная деформация ϵ — величина безразмерная, то из формулы (4) следует, что модуль упругости E имеет ту же размерность, что и напряжение σ , ($\text{кг}/\text{мм}^2$ или $\text{кг}/\text{см}^2$).

Как уже отмечалось, напряжение представляет собой силу, появившуюся в результате вынужденного изменения расстояния между атомами при деформации тела. Поэтому напряжение, соответствующее лю-

оои 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. Кажалось бы, на модуль упругости можно заметно повлиять путем легирования металла инородными атомами или изменения типа кристаллической решетки. Однако, даже высокий уровень легирования сталей и других сплавов (20-30%) меняет модуль упругости всего на 3-6%, что несущественно. При изменении типа кристаллической решетки данного сплава в результате термической обработки также не удастся вызвать заметного изменения модуля упругости, так как состав сплава при этом не меняется, природа атомов сохраняется той же, а расстояние между ними и, следовательно, 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 жесткости конструкции. В действительности жесткость не возрастает, так как модуль упругости практически не меняется. Для существенного увеличения ее 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 это значение (а, следовательно, и 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 нём возникает необратимая или остаточная деформация, которая увеличивается с ростом приложенного напряжения вплоть до разрушения образца (см. рис. I). 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:

а - возможность большой (десятки процентов) необратимой остаточной деформации, вызывающей изменение формы тела;

б - сохранение неизменных 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**.

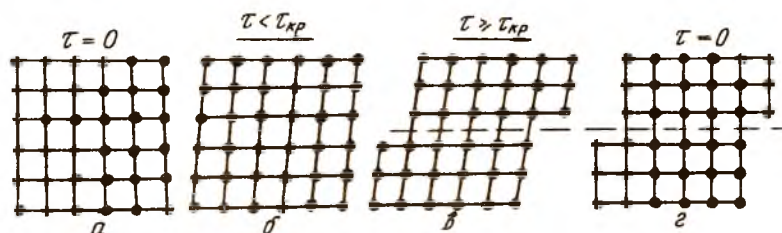
Возникает вопрос - каким типом нагрузки вызывается такое скольжение? Из теории упругости известно, что при любой системе сил, приложенных к телу, напряженное состояние в окрестностях каждой точки может быть сведено к шаровому тензору напряжений (трехосное равномерное растяжение или сжатие) и девиатору 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 K на кривой 3 результирующей силы взаимодействия между атомами металла (см. рис. 3). В результате ряда последовательных перемещений (каждый раз на одно межатомное расстояние) любой слой атомов в металлическом кристалле может быть смещен на 100, 1000 или даже большее число межатомных расстояний вдоль плоскости скольжения. Такое скольжение без разрушения в металлах обеспечивается облаком легко подвижных электронов, стягивающих положительно заряженные ионы металла при любом их взаимном положении.



Р и с. 5. Упругая и пластическая деформации кристалла с кубической решеткой, подвергнутого действию касательных напряжений сдвига

На рис. 5 показаны последовательные стадии деформации монокристалла с идеальной кристаллической решеткой касательными нап-

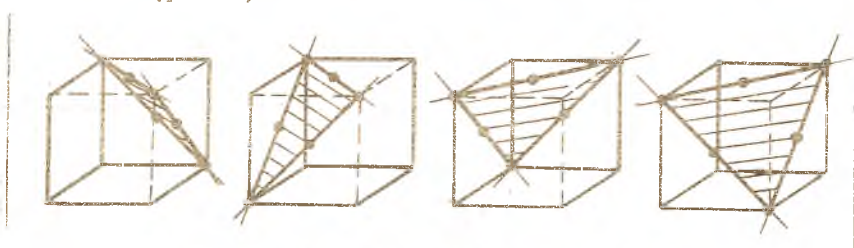
ряжениями сдвига τ . При нагружении кристалла напряжениями ниже предела упругости (рис. 5б) происходит только искажение прямых углов кубической решетки. При снятии такой нагрузки атомы самопроизвольно возвращаются в свое первоначальное положение (рис. 5а). Однако, когда напряжение достигает некоторой величины, называемой кристаллическим напряжением сдвига $\tau_{кр}$, происходит скольжение одной части кристалла относительно другой по плоскости сдвига (пунктирная линия на рис. 5в) на некоторое число межатомных расстояний (на рисунке условно принято одно межатомное расстояние). Устранение касательных напряжений $\tau > \tau_{кр}$ приводит к исчезновению упругой деформации, но не вызывает возвращения атомов сдвинутой части кристалла в исходное положение. В результате образуется необратимая остаточная деформация (рис. 5г).

§ 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 направлено 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 их расположения, и, следовательно, меньшая величина сдвигового напряжения, не приводящего к разрыву связей между ними в процессе скольжения. Из рис. 6 видно, что в плотно упакованном слое, подвергшемся действию силы τ , скольжение пойдет не в направлении действия этой силы — АВ, а в направлениях СД или ЕГ, где расстояния между центрами атомов кратчайшие. Аналогичным образом на трехмерной модели

противоположных углов куба, параллельны друг другу, в решетке ГЦК имеется 4 различно ориентированные плотноупакованные плоскости. Скольжение в ГЦК кристалле может произойти 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 (рис. 8).



Р и с. 8. Системы скольжения в решетке ГЦК

ОЦК решетка в отличие от ГЦК и ГПУ не является плотноупакованной, так как коэффициент заполнения $\gamma = 0,68$ в ней меньше максимально возможного $\gamma_{max} = 0,74$. Поэтому строго определенных плоскостей скольжения здесь нет. В зависимости от ориентации плоскостей по отношению к направлению ϵ_{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 расстояние между атомами кратчайшее из всех других возможных направлений.

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 кристаллов, имеющих гексагональную решетку и ориентацию плотноупакованных базисных плоскостей $\{0001\}$ под углами, близкими к 0 или 90° к линии действия растягивающей силы, сколь-

жение в плоскостях не произойдет, так как касательные напряжения в них будут малы. При увеличении нагрузки в этом случае хрупкое разрушение (без остаточной деформации) произойдет раньше, чем касательные напряжения достигнут критического значения. И только при ориентации плоскостей $\{0001\}$, близкой к 45° , разрушению будет предшествовать ощутимая пластическая деформация по этим плоскостям под действием касательного напряжения, которое для такой их 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 одновременно равно нулю во всех этих плоскостях. По крайней мере, одна система 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.

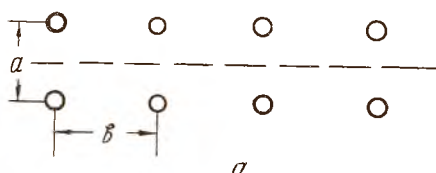
В целом, чем больше систем скольжения имеет данный металл, тем выше его пластичность, так как при любом направлении действия внешних сил при отсутствии или прекращении скольжения по одной из систем найдутся другие, в которых касательное напряжение достигнет $\tau_{кр}$, что вызывает скольжение до того, 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. Низкую пластичность имеют металлы с плотноупакованной гексагональной 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.).

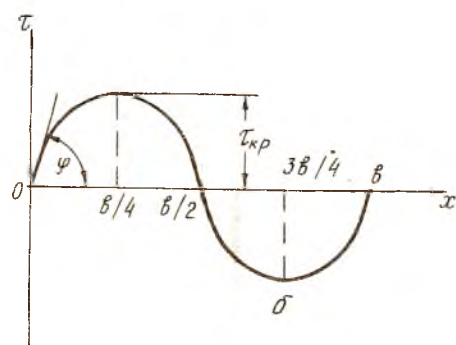
Как отмечалось, интерметаллические фазы с ионной и ковалентной связью хрупкие. Такое влияние типа связи и кристаллической структуры на пластичность имеет исключительно важное значение в технике, в том числе в технологии обработки давлением.

§ 5. КРИТИЧЕСКОЕ НАПРЯЖЕНИЕ СДВИГА В ИДЕАЛЬНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ

В теориях пластической деформации и прочности металлов наиболее важным является понятие о критическом напряжении сдвига, под которым понимается 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 всех атомов по всей плоскости скольжения. На рис. 9а изображена проекция двух атомных плоскостей, расстояние между которыми равно параметру a . При жестком сдвиге верхней плоскости по отношению к нижней напряжение сдвига τ будет изменяться периодически (рис. 9б). При $x = \frac{\delta}{2}$ $\tau = 0$, так как в этом случае силы притяжения верхних атомов в старое (рис. 9а) и в новое положение уравновесятся.



При $x < \frac{\delta}{2}$ верхние ряды притягиваются своими нижними соседями влево, а при $x > \frac{\delta}{2}$ - вправо, что обуславливает изменение знака τ через каждые $\frac{\delta}{2}$.



Френкель полагает, что

$$\tau = \kappa \sin \frac{2\pi x}{\delta}, \quad (5)$$

где κ - константа, определяющая наклон касательной в начале координат.

В начальный момент, когда x мало, $\tau = \kappa \frac{2\pi x}{\delta}$.

Р и с. 9. К выводу критического напряжения сдвига

С другой стороны, из закона Гука [см. формулу (2)] известно, что $\tau = G\gamma = G \frac{x}{a}$.

где G - модуль сдвига.

Приравнявая два последних выражения, получим

$$\kappa = G \frac{b}{2\pi a}.$$

Тогда исходное уравнение примет вид

$$\tau = \frac{Gb}{2\pi a} \sin \frac{2\pi x}{b}.$$

Необратимый сдвиг произойдет при $x = \frac{b}{4}$, когда

$$\tau_{кр}^r = \frac{b}{a} \frac{G}{2\pi}.$$

Принимая параметры решетки приблизительно равными ($b \approx a$), получим

$$\tau_{кр}^r \approx G 10^{-1}. \quad (6)$$

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

$$\tau_{кр}^r = \frac{1}{3} G 10^{-1}. \quad (6a)$$

Вычисленные по формуле (6a) значения теоретического критического напряжения сдвига равны: для железа - 300 кг/мм^2 ; для меди - 150 кг/мм^2 ; для алюминия - 90 кг/мм^2 ; 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 нельзя пронаблюдать никаким способом. Однако результат скольжения выражается в изменении размеров кристалла, проявлении полос скольжения на его поверхности, а также 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 п р и о с у с к о л ь ж е н и я. 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 обычно бывает в металлах с гексоганальной решеткой или на ранней стадии пластической деформации всех металлов, то все полосы скольжения внутри данного кристалла располагаются параллельно. Если активизируется не одна, а несколько систем скольжения, то в пределах данного кристалла появляется группа различно ориентированных или пересекающихся полос скольжения (рис. 10), что характерно для металлов с ГЦК решеткой.

В ГЦК и ГПУ кристаллах полосы скольжения видны под оптическим микроскопом в виде прямых линий. В α - железе и других кристаллах с ОЦК решеткой полосы скольжения имеют волнообразный характер, что объясняется легкостью перехода с одной плоскости скольжения на другую в результате ничтожных неоднородностей в самом кристалле или его напряженном состоянии.

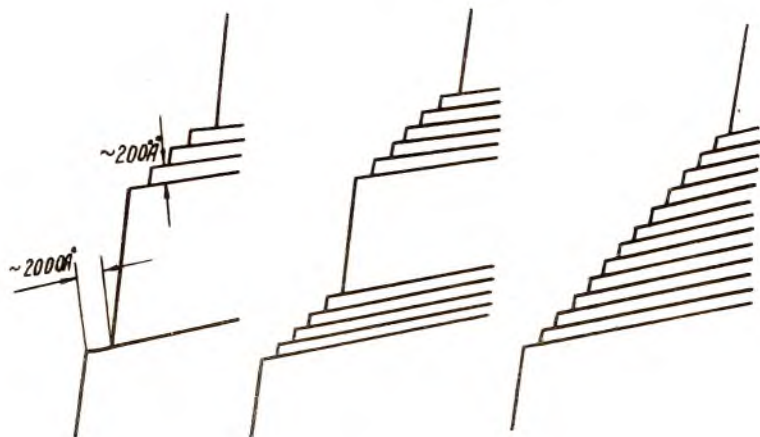


Р и с. 10. Схема полос скольжения в нетравленной α -латуни

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 факторов. 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 расстояниях, 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 скольжения, и не на 1-2 или 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 активизируется весьма малая часть (вероятно, меньше 1%) возможных плоскостей скольжения, которые делят кристалл на отдельные пачки толщиной примерно 200 \AA (грубо - 100 межатомных расстояний). Внутри пачек скольжение не происходит. Пачки смещаются одна относительно другой примерно на 2000 \AA по действующим плоскостям скольжения. По мере увеличения деформации число пачек растет, постепенно образуя расширяющуюся полосу скольжения (рис. II).



Р и с. II. Схема постепенного образования полосы скольжения

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

§ 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

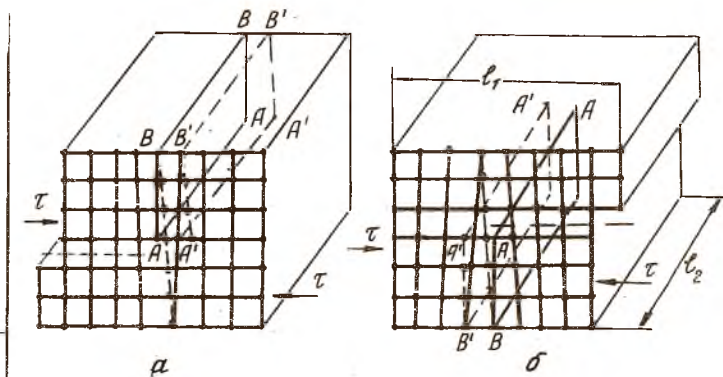
действительно имеет место и является главным механизмом пластической деформации. Но из рассмотрения величины сил, вызывающих скольжение, ясно, что этот процесс протекает не путем одновременного смещения всех атомов, расположенных в плоскости скольжения. Остается предположить, что механизм скольжения 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 в результате движения дислокации в положении AA, обозначена горизонтальной пунктирной линией. Сдвиг при наличии дислокации распространяется постепенно. В каждый момент времени в нем участвуют не все атомы, расположенные над плоскостью сдвига и под ней, а только те, которые находятся в области дислокации. Происходит поочередное, эстафетное перемещение атомов на расстояние, 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.

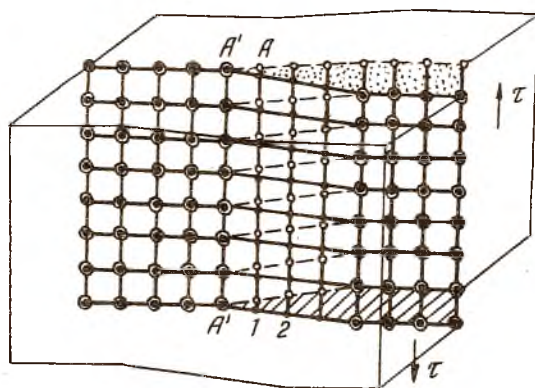
Заметим, что при одинаковом направлении действия касательных сил положительная и отрицательная краевые дислокации двигаются в противоположных направлениях. Если в одной плоскости скольжения имеются две дислокации одного знака, то они будут постепенно расходиться. А дислокации разного знака будут сближаться 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 в этом чертеже 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 AA переместилась в A'A'. При этом в искаженной области атомы переместились на расстояние,



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

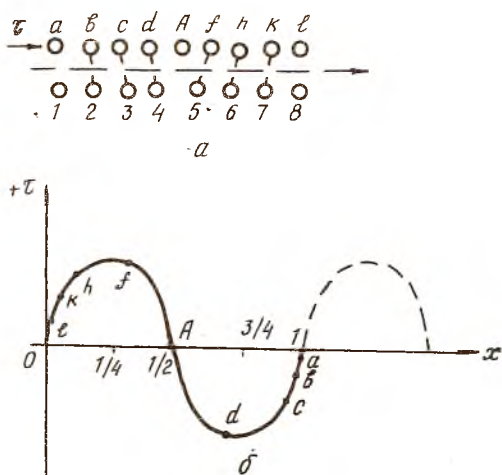


Р и с. 13. Движение винтовой дислокации внутри кубического кристалла при сдвиговой деформации

меньше межатомного: в ряду AA ближайшие кружки и точки разошлись на такие расстояния, какие были перед этим в ряду I ; в ряду I расстояния между кружками и точками увеличились до таких, 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 (см. рис. 9, 14). Из рис. 14 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 $I-8$. Эти силы, действующие на a и l, b и k, c и h, d и f , попарно уравниваются.

При жестком сдвиге (см. 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 пика. В данном случае (см. рис. 14) в первом приближении можно считать, что усилие затрачивается только на перемещение атомов ряда из старого положения A в новое A' с прохождением максимума в точке $5/4$ или $1/4$ кривой силового пика. Именно этим объясняется низкое опытное значение критического скальвающего напряжения. При таком сра-



Р и с. 14. Атомные ряды над плоскостью скольжения и под ней в области краевой дислокации (a) и силовой пик перемещения атомов в этой плоскости (b)

внении можно провести аналогию с усилием, затрачиваемым на сдвигание ковра на полу с наличием выпуклой волнообразной складки (дислокационный сдвиг) и без нее (жесткий сдвиг).

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

$$f = b\tau_n \quad (7)$$

где b - вектор Бюргерса.

Пайерлсом и Набарро было получено следующее выражение для напряжения "трения":

$$\tau_n = \frac{2G}{1-\mu} e^{-\frac{2\pi\omega}{b}} \quad (8)$$

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 решетки не существует, определение 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 b , или превосходит его на один порядок. Тогда $\tau_n \cong G 10^{-4} \div G 10^{-5}$.

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, 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 существенен, особенно для металлов с ОЦК решеткой, например, $\alpha - Fe$.

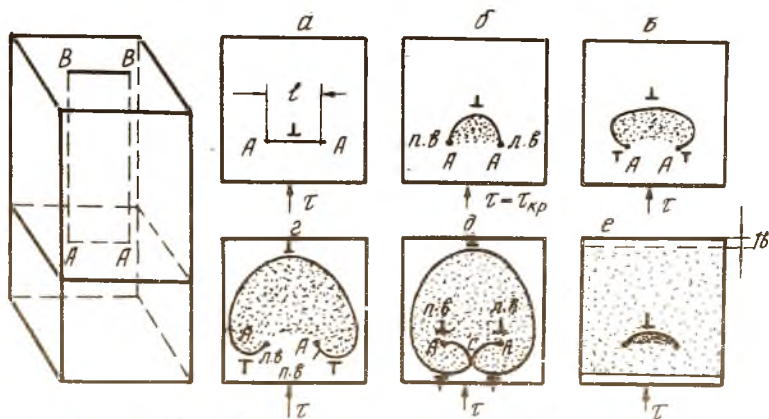
Приведенные на рис. 12, 13 и 14 схемы и формула (8) объяснят главный вопрос о несоответствии между теоретической и реальной прочностью технических металлов, но они не лишены противоречий. По этим схемам для смещения вдоль плоскости скольжения на

тысячу межатомных расстояний, наблюдаемого в полосах скольжения, требуется такое же число дислокаций одного знака 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.

Исследование 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 в процессе деформации является причиной смещения 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 закрепленными 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 AA, являющуюся краем экстраплоскости AABV. Под действием касательного напряжения τ дислокация AA в незакрепленных участках начинает двигаться, вызывая смещение на одно межатомное расстояние b в затушеванной зоне. В процессе перемещения дислокация сначала выгибается, а затем закручивается вокруг точек A и превращается из краевой в смешанную, состоящую из ряда участков с положительными (L) и отрицательными (T) краевыми, а также с правыми (п.в.) и левыми (л.в.) винтовыми дислокациями. Как отмечалось (см. рис. 12), дислокации разных знаков двигаются в противоположных направлениях, постепенно расширяя затушеванную площадь сдвига и замыкая дислокационную петлю. В месте встречи (точка C на рис. 15д) винтовые дислокации имеют противоположные знаки, поэтому соприкасающиеся части взаимно уничтожаются (аннигилируют). Оставшаяся часть дислокации ACA под влиянием натяжения выравнивается и, если напряжение сохраняется на уровне $\tau \gg \tau_{кр}$, вновь порождает дислокационную петлю.



Р и с. 15. Генерирование дислокаций источником Франка-Рида

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 межатомных 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, направленная вдоль линии дислокации и равная $f_g = T/l$, где l - радиус кривизны, а T - энергия дислокации, приходящаяся на единицу длины дислокации.

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

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

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

$$\tau_{кр} = c \beta / \ell. \quad (10)$$

Типичная длина дислокаций в отожженных цветных металлах имеет порядок 10^{-4} см (размер блока). Тогда при $\beta = 2 \cdot 10^{-8}$ см $\tau_{кр}$ по порядку величины будет

$$\tau_{кр} \approx G \cdot 10^{-4},$$

что соответствует определяемым экспериментально значениям критического скальвающего напряжения в монокристалльных металлах.

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

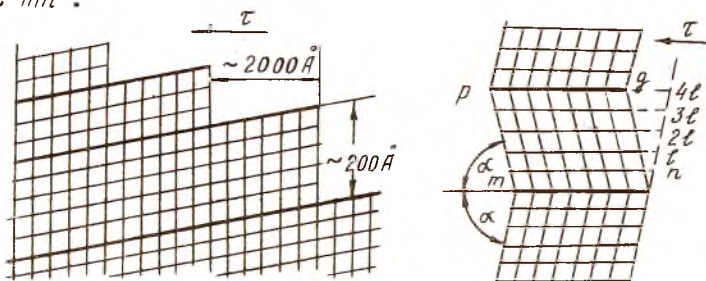
Что касается начальных дислокаций, существование которых предполагается в кристаллах до деформации, то они возникают при кристаллизации по различным механизмам [1], [8]. Скольжение при пластической деформации происходит только в тех плоскостях, в которых были начальные дислокации.

При отсутствии начальных дислокаций кристалл испытывает упругую деформацию вплоть до напряжений, близких к теоретическому сопротивлению сдвига $(1)10G$ или $1(30G)$. Так, нитевидные кристаллы железа ("усы") испытывают упругую деформацию ($\epsilon_y \approx 6\%$) до напряжений ~ 1336 кг/мм², что значительно превышает $\tau_{кр}$ обычных кристаллов железа ($\sim 2,9$ кг/мм²). После зарождения дислокаций движение в бездефектных кристаллах при очень больших напряжениях идет легко (при малых напряжениях).

§ 8. ДВОЙНИКОВАНИЕ

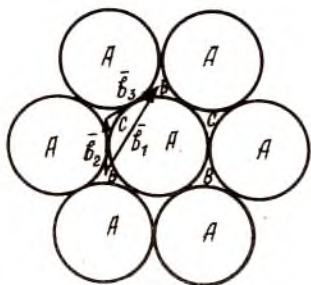
Кроме основного механизма пластической деформации - скольжения - известна своеобразная систематическая форма скольжения, приводящая к изменению ориентировки одной части кристалла по отношению к другой, - д в о й н и к о в а н и е. Если при скольжении происходит смещение одной части кристалла по отношению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

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



Р и с. 16. Схемы пластического сдвига скольжением (а) и двойникованием (б)

Двойник можно рассматривать как структуру, образующуюся в результате нарушения последовательности укладки атомных слоев. На рис. 17 изображен плотноупакованный слой атомов А ГЦК или ГПУ решетки. Слой А допускает две возможные системы положений для атомов следующего слоя - В и С, то же самое относится к каждому следующему слою. ГЦК структура образуется при последовательности АВСАВС..., в которой каждый четвертый слой оказывается расположенным точно над первым слоем А.



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

ГПУ структура образуется при последовательности АВАВ... Возможны дефектные последовательности, при которых плотная упаковка соседних слоев сохраняется (т.е. отсутствует расположение типа АА). Простейший пример - двойниковая последовательность в ГЦК структуре АВСАВСВАСВА, изображенная на рис. 18, на котором горизонтальные линии суть проекции плотноупакованных плоскостей $\{111\}$, а плоскость чертежа совпадает с $\{110\}$. Здесь в двойнике сохраняется обратная (зеркальная) последовательность атомных слоев

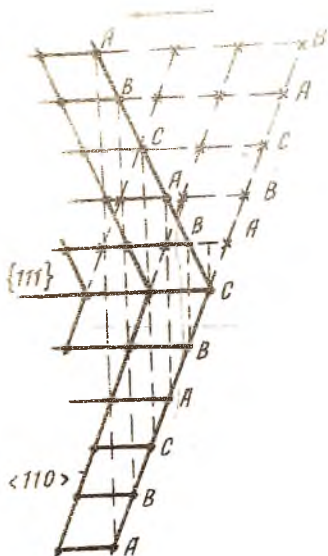
Образование двойниковых последовательностей обусловлено особенностями скольжения плотноупакованных слоев при прохождении в них дислокаций. В принципе возможны два пути движения дислокаций. Первый путь - вдоль вектора Бюргерса \vec{b}_1 . При этом атомы, лежащие над плоскостью сдвига, переходят в эквивалентное положение (из В в В на рис. 17), последовательность укладки атомных слоев не нарушается. Проще второй путь движения дислокаций - сначала вдоль \vec{b}_2 , затем вдоль \vec{b}_3 . При этом промежуточное положение (лунка С на рис. 17) механически стабильно, и атомы могут остаться в нем, нарушая нормальную последовательность укладки атомных слоев. В терминах теории дислокаций второй вариант означает расщепление единичной краевой дислокации с вектором Бюргерса \vec{b}_1 на две частичных с векторами \vec{b}_2 и \vec{b}_3 по реакции $\vec{b}_1 \rightarrow \vec{b}_2 + \vec{b}_3$.

Таким образом, образование двойников при пластической деформации связывают с движением частичных дислокаций. Дислокация, вызывающая смещение атомов на \vec{b}_2 и переводящая их в несвойственное им положение (лунка С вместо В 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 двумя другими в точке О, вектор Бюргерса которых имеет винтовую составляющую, равную межплоскостному расстоянию. При вращении вокруг точки О двойникующая дислокация перемещается по винтовой поверхности. За каждый оборот ее происходит смещение очередного атомного слоя, а также всех последующих слоев на величину $\vec{b}_2 = \ell$. В результате, начиная с некоторого слоя (рис. 18, слой С), нормальная последовательность упаковки АВСАВС..., характерная для ГЦК кристаллов, заменяется обратной СВАСВА...

Двойникование идет по определенным плоскостям и направлениям в решетке. В металлах с ГЦК решеткой 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 боль-



Р и с. 18. Двойникование кристалла с ГЦК решеткой: x — положение атомов до деформации; x' — положение атомов после деформации

полный переход монокристалла к двойниковой ориентации может удлинить его только на 7,4%. В пластичных металлах, имеющих, например, 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 металлах с ГПУ структурой (Zn , Mg , Cd и др.) двойникование важно не только потому, что оно создает значительную остаточную деформацию, а также потому, что оно способно облегчить более значительную деформацию скольжением. Это связано с тем, что двойникование создает новые ориентировки решетки, которые соответствуют облегчению скольжения. В результате двойникования увеличивается предшествующая разрушению пластическая деформация по сравнению с той, которая возникает в результате обычного скольжения, не сопровождающегося двойникованием.

ных 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 повысились сопротивление пластической деформации. Обычно оно происходит внезапно и очень быстро. При этом на кривой напряжение — деформация появляются острые зубчатые выступы (пила), каждый из которых отражает 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

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

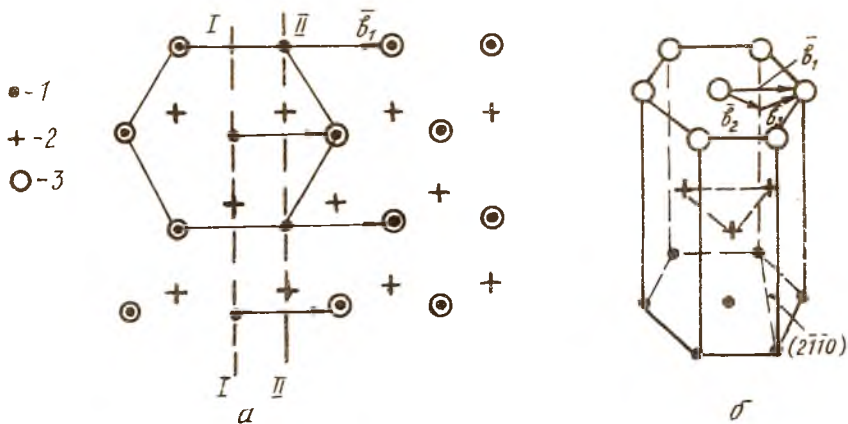
§ 9. ДИСЛОКАЦИИ И ДЕФЕКТЫ УПАКОВКИ В ТИПИЧНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ

В отличие от простой кубической решетки, в типичных решетках - ГЦК, ОЦК и ГПУ могут существовать не только единичные, но и частичные дислокации с такими векторами Бюргерса, при которых перемещение их не приводит к тождественной трансляции решетки, хотя и обеспечивает новое механически стабильное положение. Как отмечалось (см. § 8, рис. 17), единичные дислокации с вектором Бюргерса \vec{b}_1 могут расщепляться на две частичные дислокации с векторами Бюргерса \vec{b}_2 и \vec{b}_3 , что приводит к нарушению порядка чередования плотноупакованных слоев атомов, свойственного данной решетке. Прослойку с нарушенным порядком чередования слоев называют дефектом упаковки.

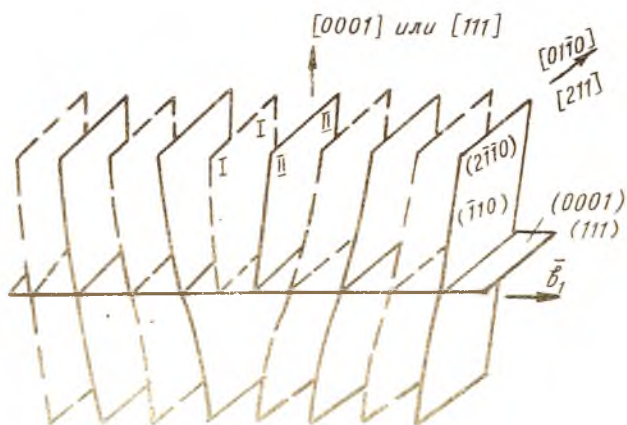
Рассмотрим ГПУ решетку, в которой каждый третий слой повторяет положение первого по схеме АВАВ... (или АСАС...). Расположение атомов в трех плотноупакованных слоях $\{0001\}$, спроектированных в плоскость чертежа, приведено на рис. 19. При образовании отрицательной единичной краевой дислокации в ГПУ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

Изображение положительной единичной краевой дислокации с двумя экстроплоскостями в ГПУ решетке приведено на рис. 20.

При смещении атомов третьего слоя (и всех выше лежащих слоев), находящихся правее I-I, вдоль вектора Бюргерса \vec{b}_2 частичной дислокации, обнажается только один ряд атомов в ниже лежащих слоях (рис. 21а). При этом, как описано в § 8, атомы этого

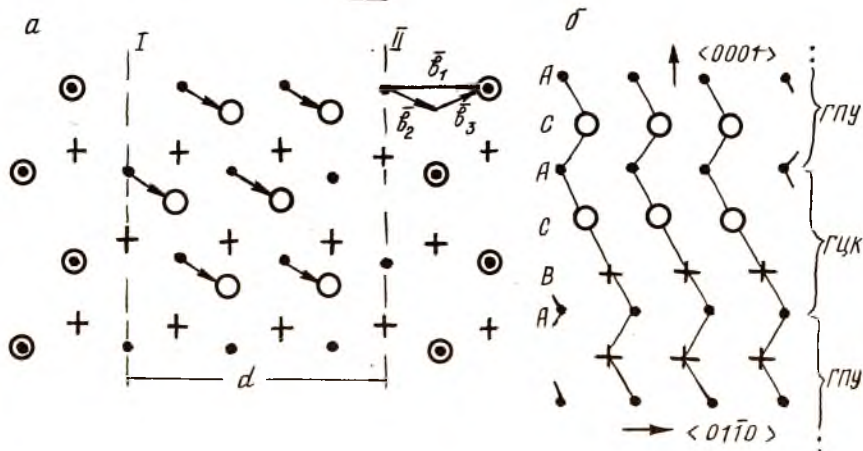


Р и с. 19. Образование единичной краевой дислокации в ГПУ решетке: а - вид сверху на плотноупакованные слои I, 2 и 3, лежащие в плоскости (0001); б - элементарная ячейка, векторы Бюргерса (\bar{b}_1 - единичной дислокации, b_2 и b_3 - частичных дислокаций)



Р и с. 20. Единичная краевая дислокация в ГПУ и ГЦК решетках: I-I, II-II - экстраплоскости

третьего слоя попадают в механически стабильное, но не свойственное им положение С, нарушая нормальную последовательность чередования слоев с АВАВ... на АВАВСАСАС (рис. 21б).

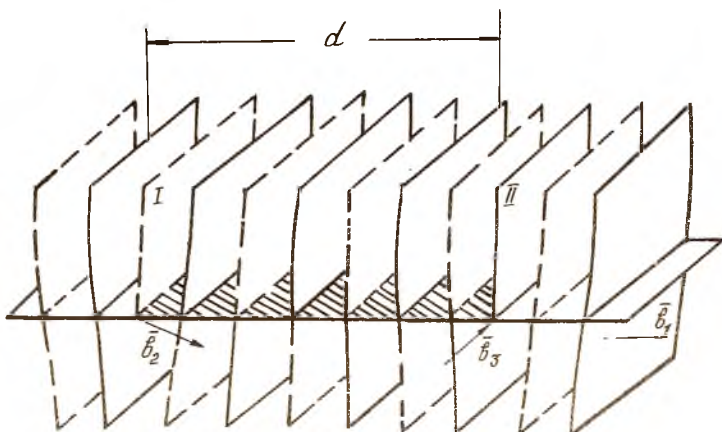


Р и с. 21. Расщепление единичной краевой дислокации в ГПУ решетке на две частичные по реакции $\vec{b}_1 = \vec{b}_2 + \vec{b}_3$ с образованием дефекта упаковки между I-I и II-II (а); вид дефекта упаковки в плоскости $(2\bar{1}10)$ ГПУ решетки (б) (остальные обозначения те же, что на рис. 19)

Выделенная знаком \perp последовательность является дефектом упаковки — тонкой прослойкой ГЦК решетки в ГПУ решетке. При еще одном смещении вдоль \vec{b}_3 атомы третьего слоя (и всех вышележащих), расположенные правее второй экстраплоскости II-II, попадут в нормальное положение, воссоздавая чередование АВАВ... (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 \vec{b}_1 таких дислокаций направлен вдоль $[10\bar{1}]$ и равен $\vec{b}_1 = a\sqrt{2}/2$. Расщепление единичной краевой дислокации в ГЦК решетке на две частичные дислокации с векторами Бюргера $\vec{b}_2 = \frac{a}{6} [\bar{1}2\bar{1}]$ и $\vec{b}_3 = \frac{a}{6} [11\bar{2}]$ происходит ана-



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

логично. Между экстраплоскостями I-I и II-II растянутой краевой дислокации (см.рис. 22) чередование плотноупакованных слоев соответствует ABCABC..., где выделенный дефект упаковки является тонкой прослойкой ГПУ в ГЦК решетке. В данном случае дефект упаковки возник за счет смещения атомов слоя В (и всех вышележащих) вдоль вектора \vec{b}_2 в новое несвойственное им положение С (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 ОЦК решетке скольжение часто идет по плоскостям $\{112\}$. Как показано в работе [5], единичные дислокации с вектором Бюргера $\vec{b}_1 = \frac{a}{2} [1\bar{1}1]$ 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 Бюргера частичных дислокаций $\vec{b}_2 = \frac{a}{3} [1\bar{1}1]$ и $\vec{b}_3 = \frac{a}{3} [1\bar{1}1]$ совпадают по направлению с вектором Бюргера 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 в связи с нарушением нормального порядка чередования атомных слоев. Величина энергии дефекта упаковки γ 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, γ -Fe*) и высокой (*Al*) энергией дефектов упаковки. Определенные различными методами значения γ для некоторых металлов, используемых в авиации, приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I

Металл	<i>Ag</i>	<i>Au</i>	<i>Cu</i>	α - <i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>Zn</i>	<i>Cz</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>
	10±5	20±10	30±10	140±40	70-80	250	250	>300	>300	>300

Легирование резко меняет γ . Так, в сплавах меди с алюминием при 2,25; 4,5 и 7% *Al* γ соответственно равна 20,5 и 2 эрг/см².

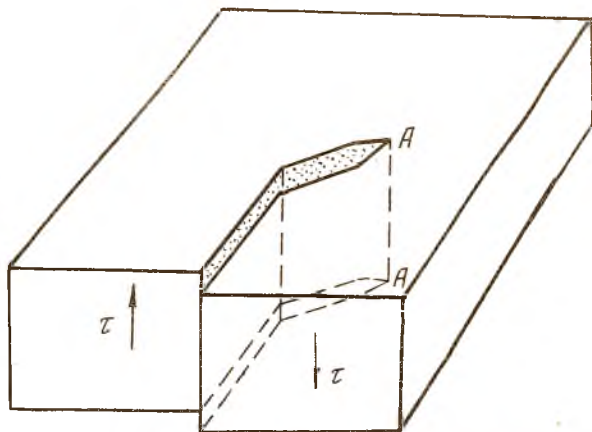
Энергия γ , приходящаяся на единицу площади дефекта упаковки, является поверхностным натяжением и имеет размерность — дин/см. Поверхностное натяжение дефекта упаковки стремится стянуть частичные дислокации, преодолевая силу их упругого отталкивания, которая растет при сближении частичных дислокаций, 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 меняется примерно от 3 до 40 Å. Чем меньше 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, передви-

гаясь, смещают атомы в неправильное (дефектное) положение, нарушая порядок чередования слоев, а замыкающие переводят их из дефектного положения в нормальное. Так как векторы Бюргерса 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. Обычно плоскости дефекта упаковки являются плотноупакованными.

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



Р и с. 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 Бюргера - 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. УПРОЧЕНИЕ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ

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

Сопротивление деформации в пластической области определяется суммой двух раздельно оцениваемых параметров: а - пределом текучести σ_T (или $\tau_T = \tau_{кр}$), т.е. напряжением, необходимым для начала осуществления пластической деформации; б - величиной интенсивности деформационного упрочнения, которая характеризуется углом наклона кривой напряжение - деформация (см.рис. I) к оси деформаций. Для такой оценки используются 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 различных точек зрения на механизмы такого взаимодействия. Далее будут рассмотрены только наиболее признанные из них [1], [2], [3], [4], которые, однако, нельзя считать окончательно и пол-

ностью 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 следует отнести, прежде всего, поле напряжений от других дислокаций. Каждая дислокация, искажая решетку, создает вокруг себя поле упругих напряжений, изменяющиеся по закону $\pm c\delta/2\pi z$, где z - 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 $c\delta/z$. Здесь z - расстояние между дислокациями в плоскостях, параллельных той, в которой идет скольжение. Так как $1/z = \sqrt{\rho}$, где ρ - средняя плотность дислокаций, то внешнее напряжение, необходимое для преодоления этого поля упругих напряжений скользящей дислокацией, будет пропорционально $c\delta\sqrt{\rho}$.

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, при определенных условиях, зависящих от кристаллографии скольжения, могут 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, определяются по формуле (9). Структура сплетенных дислокаций, определяющих длину между точками закрепления, весьма сложна и изучена недостаточно, поэтому как и в предыдущем случае, $1/\ell$ заменяют через $\sqrt{\rho}$, и все описанные в этом пункте источники сопротивления движению дислокаций объединяют в один член.

Тогда сопротивление скольжению

$$\tau_s = \tau_n + \alpha c\delta\sqrt{\rho}. \quad (II)$$

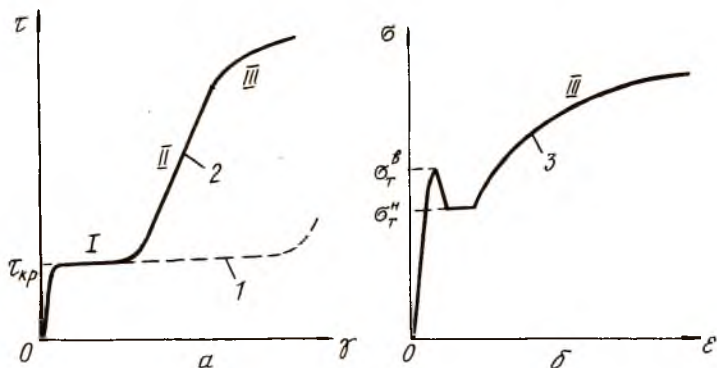
В этой формуле первый член - напряжение Пайерлса, определяемое по формуле (8), - представляет сопротивление движению дислокации в кристалле, свободном от других дислокаций; второй - сум-

марный вклад влияния других дислокаций в сопротивление движению данной дислокации; α - числовой коэффициент.

Параболический характер зависимости напряжений сдвига от плотности дислокаций подтверждается экспериментально. Однако формула (II) 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 представлены на рис. 24. Исходная ориентация образцов была выбрана так, чтобы возможные плоскости и направления скольжения совпадали с направлением действия наибольших касательных напряжений (ориентация, благоприятная скольжению). После упругого участка на кривых деформации ГПУ и ГЦК кристаллов идет линейный участок I с низкой интенсивностью упрочнения (угол наклона равен приблизительно $10^{-4} \sigma$), 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 в стадии II интенсивность упрочнения возрастает примерно в 30 раз (угол наклона $\approx \sigma(300)$), 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 характер кривой упрочнения. Из-за постепенного снижения интенсивности упрочнения стадию III иногда называют стадией динамического возврата (разупрочнения). Наличие трех стадий пластического деформирования считается типовым и наблюдается не только в монокристаллах с ГЦК решеткой, но и в ряде поликристаллических металлов и малолегированных сплавов.

Слабое упрочнение в I-й 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.



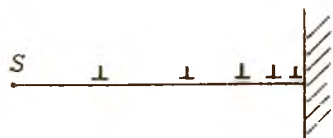
Р и с. 24. Типичные кривые истинное напряжение - деформация монокристаллов с ГПУ решеткой (1); с ГЦК решеткой (2) и монокристаллов с ОЦК решеткой, содержащих следы примесей (3). Монокристаллы с ГПУ и ГЦК решетками подвергнуты испытанию на сдвиг (а), а с ОЦК решеткой - на растяжение (б)

Другие исследователи полагают, что на стадии легкого скольжения происходит постепенное заполнение кристалла дислокациями, но эффективными в смысле упрочнения являются только их переплетения, расстояние между узлами которых здесь остаются почти постоянными, что не вызывает упрочнения [10].

Отличие в поведении ГПУ и ГЦК кристаллов объясняется различной кристаллографией скольжения в них. В ГПУ кристаллах 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-й стадии наблюдается при вовлечении в процесс скольжения плоскостей, пересекающихся с ранее действовавшими в стадии I. Встреча дислокаций в месте пересечения плоскостей приводит к образованию устойчивых группировок дислокаций, называемых сидячими. Так, при встрече двух дислокаций, двигающихся в плоскостях (111) и (111) ГЦК кристалла, образуется новая дислокация Ломера-Коттрелла с вектором Бюргерса, лежащим в плотноупакованной плоскости (001), по которой скольжение идти не может. Механизм ее образования более

подробно описано в работах [1], [5].

Образующиеся плоские скопления дислокаций в указанных плотноупакованных плоскостях у таких барьеров (рис. 25) противодействуют скольжению в данных и параллельных им плоскостях, вызывая постепенное затухание источника



Р и с. 25. Плоские скопления дислокаций

Франка-Рида S . Скольжение переходит в другие, менее благоприятно ориентированные плотноупакованные плоскости, в которых для приведения дислокаций в движение требуется большее напряжение. Со временем и они образуют барьеры Ломера-Коттрелла, повышая общую плотность дислокаций и уменьшая длину l свободных участков линий дислокаций.

Количественный анализ такого механизма показывает линейный характер упрочнения во второй стадии, интенсивность которого близка к интенсивности, определенной экспериментально. Кроме указанного, возможны и другие механические блокировки и закрепления дислокации (ступеньки, дислокационные диполи и т.п.) [1], [3].

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 указывалось (см. § 9), наиболее легко поперечное скольжение идет в металлах и сплавах с высокой энергией дефектов 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 III стадии (см. рис. 24б). В ГЦК кристаллах для возбуждения поперечного скольжения требуется достаточно высокое напряжение, поэтому в них III стадия наступает после значительных пластических деформаций. Это означает, что они более интенсивно упрочняются при пластической деформации. Наиболее интенсивно упрочняются однофазные сплавы с самой низкой энергией дефектов упаковки. К их числу относятся широко используемые в авиации нержавеющие аустенитные стали, сплавы алюминия с маг-

§ 11. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ 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 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, создаваемым растворенными атомами, которое преодолевает движущаяся дислокация. Усредненное по объему напряжение этого поля пропорционально атомной концентрации растворенного компонента C и относительной разнице в атомных радиусах примеси и растворителя $\sigma = (R_n - R_0)/R_0$. Для однородных твердых растворов небольшой концентрации сопротивление деформации, обусловленное этим полем,

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

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 $R_n > R_0$, притягиваются к области растяжения, а имею-

дце $R_D < R_D$ - к области сжатия. Дислокация оказывается заблокированной облаком (атмосферой) инородных атомов, осажденных вдоль края экстраплоскости. Величина дополнительного напряжения, необходимого для отрыва дислокации из атмосферы Коттрелла, равна:

$$\Delta \tau = \frac{4G \cdot D \cdot R_D}{b} \quad (13)$$

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

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

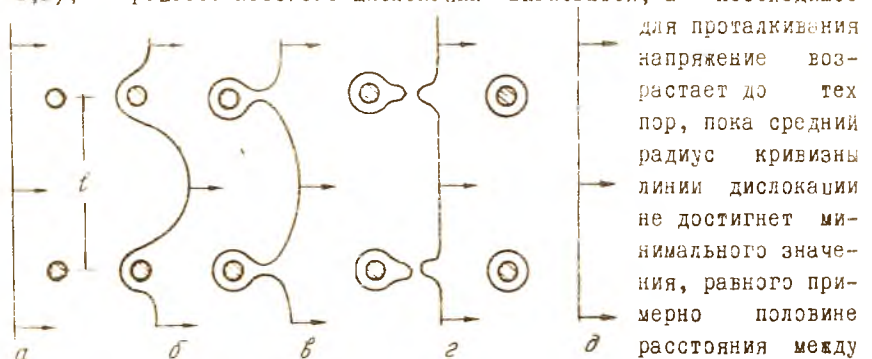
Если стальной образец, подвергнутый пластической деформации, повторно нагрузить немедленно после разгрузки, то "зуб" текучести не появится, так как атомы азота и углерода не успеют продиффундировать к дислокациям. Повторное нагружение после некоторой выдержки вновь приводит к появлению "зуба" текучести. 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 вальках ("дрессировка").

§ 12. УПРОЧНЕНИЕ ЗА СЧЕТ ВЫДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ

Бесполезным 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 никелевой основе, широко применяемые в авиастроении. 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. 26а, б, в), в процессе которого дислокации выгибаются, а необходимое



Р и с. 26. Последовательные стадии прохождения дислокации между выделениями с образованием петель

для проталкивания напряжение возрастает до тех пор, пока средний радиус кривизны линии дислокации не достигнет минимального значения, равного примерно половине расстояния между частицами l .

Критическое напряжение сдвига для

такого механизма упрочнения определяется по формуле (9) где τ

$$\tau_{кр} = \frac{\alpha G b}{z_0} \sqrt{f} \quad (14)$$

выражается через радиус частиц z_0 и объемную долю вторых фаз f . Тогда

Обратно пропорциональный характер зависимости $\tau_{кр}$ от z_0 и l подтверждается опытными данными, но только в диапазоне дос-

таточно 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. 26г, д) и образуют плоские скопления дислокаций около частиц (см. рис. 25), которые, противодействуя испусканию новых дислокаций из источника Франка-Рида, могут погасить его, и тем раньше (при меньших деформациях), чем меньше расстояние 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

$$\tau_s = G^* \frac{z_0}{200} = \frac{G^* \sqrt[3]{f}}{40(0,82 - \sqrt[3]{f})}, \quad (15)$$

где G^* - модуль сдвига частицы;

$C \approx 30$ - постоянная.

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 когерентных и полукogerентных выделений в процессе старения возникает действующее 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 с 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 100-150 Å. Достигается это подбором режима 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 поля 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 от целого ряда других факторов (природы и свойств фаз упрочнителей, 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 агрегате, так и в монокристаллах. При малом расстоянии между когерентными выделениями (не более нескольких сот Å), когда они перерезаются дислокациями при 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 скольжение 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 вы-

сокий предел прочности достигается после небольшого равномерного удлинения.

§ 13. ВЛИЯНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ

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 плоскости и направления 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. Поэтому распространение скольжения из одного зерна в другое может осуществляться только путем возбуждения источников дислокаций в соседнем зерне под действием концентрации напряжений в конце плоскости скольжения в первом зерне.

Механизм передачи скольжения из одного зерна в другое до конца не выяснен. Отсутствуют и количественные теоретические оценки влияния границ на прочность. Петч и Холл, обобщив результаты экспериментальных исследований пределов текучести железа и сталей, показали, что с измельчением зерна (увеличением протяженности границ зерна) предел текучести растет по параболическому закону

$$\sigma_T^H = \sigma_0 + K_n d^{-0.5}. \quad (16)$$

В уравнении Холла-Петча σ_T^H - нижний предел текучести; d - средний размер зерна. Напряжение σ_0 - предел текучести монокристалла, характеризующий внутреннее сопротивление зерен движению дислокаций, преодолевающих силу Пайерлса, влияние других дислокаций, примесных атомов и т.п. Значение σ_0 находится экстраполяцией кривой растяжения диаграммы $\sigma(\sqrt{\epsilon})K$, $\epsilon = 0$. Коэффициент Петча K_n характеризует силу блокировки дислокаций границами зерен и при известном размере зерна определяется из диаграммы растяжения по формуле (16). Впоследствии было обнаружено, что уравнение Холла-Петча с достаточной точностью описывает металлы с ГЦК и ГПУ решетками, а в некоторых случаях и

сложнолегированные 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 § 10. Действительно, во взаимосвязанной системе различно 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 плоскостям и направлениям.

В поликристаллах одновременно с упрочнением, вызываемым барьерным действием границ и эффектом усложнения скольжения, идет разупрочнение, связанное с поперечным скольжением. Наблюдающаяся 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 для 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 величинах предела текучести по сравнению с монокристаллами. По этой же причине и низка их пластичность. В металлах с ГЦК структурой имеется большее число систем скольжения, и поэтому различие в механических свойствах между монокристаллами и поликристаллическим агрегатом для них значительно меньше. Металлы с ОЦК структурой в этом отношении занимают промежуточное положение между ГПУ и ГЦК.

Необходимость согласованности деформаций смежных зерен, вытекающая из условия сохранения сплошности границ, не означает, что все зерна обязательно одновременно вступают в пластическую деформацию и деформируются далее совершенно однородно. Фактически она начинается с наиболее благоприятно ориентированных зерен. Небла-

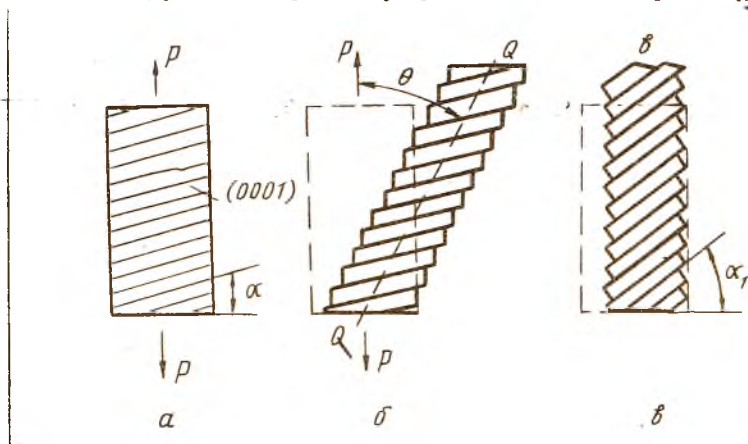
благоприятно ориентированные зерна при этом подвергаются упругому деформированию до тех пор, пока остаточное изменение формы более благоприятно ориентированных зерен не приведет к возникновению сил сдвига, достаточных для того, чтобы и данный кристаллит получил остаточные изменения. Следствием некоторой неоднородности пластической деформации отдельных зерен является отсутствие резко выраженного предела текучести на кривой деформации, изменение формы границ и образование остаточных напряжений II рода, которые возникают во время упругой разгрузки различно деформированных зерен и уравниваются в пределах нескольких соседних зерен или частей их. Те из них, которые имели меньшее сопротивление деформации по сравнению со средним для выделенного объема, при разгрузке оказываются сжатыми, а имевшие большее сопротивление деформации — растянутыми.

§ 14. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Структурные изменения в результате холодной пластической деформации металлов и сплавов сводятся к изменению формы и размера кристаллов, их пространственной кристаллографической ориентировки и внутреннего строения каждого кристаллита.

Изменение внешней формы деформированного металла происходит вследствие изменения размеров и формы отдельных зерен. Изменение формы зерен при пластической деформации происходит в соответствии со схемой главных деформаций: они вытягиваются вдоль оси наибольшей главной деформации и уменьшаются в размере вдоль оси наименьшей деформации. Изменение формы зерен выявляются на травленном шлифе с помощью оптического микроскопа уже при 20–30% деформации. При больших деформациях 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 происходило удлинение зерен, остается различным. Микроанализ используется при изучении течения металла в отдельных частях заготовки при сложных операциях обработки давлением, характеризующихся большой разнородностью деформации, когда заранее предсказать направление течения в том или ином объеме невозможно.

По мере протекания деформации металла процесс скольжения обязательно приводит к вращению каждого кристалла, направленному так, что он 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)



Р и с. 27. Вращение плоскостей скольжения при растяжении монокристалла с ГПУ решеткой: а - исходный образец; б - результат скольжения по плоскостям $\{0001\}$; в - суммарный результат скольжения и вращения

В пределе плоскости скольжения должны стать параллельными линии растяжения PP. Кроме этого происходит вращение каждой пачки скольжения вокруг оси PP, в результате которого направление скольжения $[2\bar{1}10]$ стремится совместиться с направлением действия максимального касательного напряжения. Такое двойное вращение происходит во всех кристаллических телах, деформирующихся путем скольжения. В ГЦК и ОЦК кристаллах, имеющих большее число систем скольжения, чем ГПУ кристаллы, торможение скольжения в первоначально действующих системах переводит его в другие, пересекающиеся с первоначальными. При этом траектория вращения пачек скольжения может резко изменить направление. В поликристаллических металлах и сплавах, несмотря на осложняющий эффект влияния Границ и независимо

от исходной ориентации отдельных зерен и траектории их вращения, при значительной деформации каждое зерно в конце концов достигает примерно одинаковой ориентации относительно осей главной деформации. Такая преимущественная кристаллографическая ориентировка, при которой одноименные кристаллографические направления и плоскости во всех зернах становятся приблизительно параллельными, называется **т е к с т у р о й**.

Текстура пластической деформации зависит в основном от вида обработки давлением и типа кристаллической решетки. Заранее предсказать ее можно лишь для простейших однородных деформаций. После обработки давлением различными методами она выявляется рентгенографически. Так, в металлах и сплавах с ОЦК решеткой в результате волочения параллельно оси проволоки устанавливаются направления $\langle 110 \rangle$, ориентировка плоскостей неопределенна. При холодной прокатке тех же металлов плоскости $\{100\}$ устанавливаются параллельно поверхности листа, а направления $\langle 110 \rangle$ — вдоль оси прокатки (более подробно вопросы текстурообразования освещены в курсе рентгенографии и в специальной литературе).

Отметим, что текстурообразование начинает выявляться при 20–30% деформации и становится почти совершенной лишь при больших степенях деформации (80–90%). Наиболее склонны к образованию текстуры металлы и сплавы с гексагональными решетками, имеющие малое число систем скольжения.

Текстура пластической деформации имеет важное технологическое значение, так как она обуславливает анизотропию свойств обработанного изделия. Иногда это может оказаться полезным (например, текстура в холоднокатаных листах трансформаторной стали снижает потери энергии на перемагничивание), но обычно невыгодно. 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, в которых сопротивление деформации было наименьшим. При образовании фестонов толщина стенки стакана получается неодинаковой, что может привести к обрыву при обработке или эксплуатации. Необходимы также затраты на обрезание фестонов.

Наиболее важно изменение тонкой структуры при пластической деформации — 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 в несколько микрон, внутри которых плотность дислокаций невелика. С повышением степени деформации ячеистая структура более выражена: 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 субзеренной структуры главную роль играют процессы поперечного скольжения и переползания дислокаций, которые более легко идут в металлах и сплавах с высокой энергией дефектов упаковки (*Fe*, *Mo*, *Al* и некоторые сплавы на их основе). В аустенитной стали, α -латуни и бронзах, для которых характерна низкая энергия дефектов упаковки, ячеистая структура не наблюдается. С увеличением степени деформации растет также число дефектов упаковки, вакансий и межузельных атомов. В пределах каждого зерна превалируют дислокации одного знака.

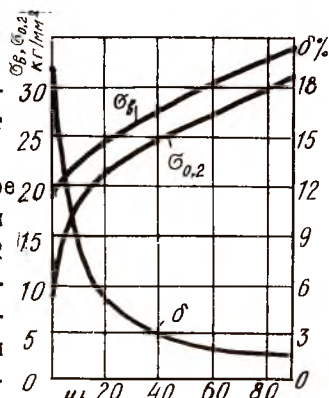
Изменение тонкой структуры металлов и сплавов при пластической деформации обуславливает изменение всего комплекса механических, физических и химических свойств, что называют наклепом. В большинстве случаев наиболее важно изменение механических свойств. Предварительная пластическая деформация металла увеличивает предел прочности, текучести и снижает показатели пластичности (относительное удлинение σ' и сужение ψ) при повторном нагружении того же знака (рис. 28). В поликристаллических металлах и сплавах влияние небольшой деформации (до 10%) на предел текучести сильнее, чем на предел прочности. В результате отношение σ_{a2} к σ_s быстро растет с повышением степени деформации, что характеризует снижение запаса пластичности: относительное удлинение σ' также резко падает при сравнительно небольших де-

формациях. Кривые зависимости $\sigma_{0,2}$, σ_b и δ или ψ от степени деформации ϵ широко используется при разработке технологии обработки давлением. Их называют диаграммами деформируемости.

Наклеп имеет громадное техническое значение. За счет пластической деформации можно увеличить предел прочности в 1,5–2 раза, а предел текучести в 2–5 раз и даже более. Это широко используется в промышленности для упрочнения металлов и сплавов, не упрочняющихся термической обработкой (нержавеющие аустенитные стали, алюминиевые сплавы систем *Al-Mg*, *Al-Mg-Si* др.)

Упрочнение при пластической деформации имеет важное значение и в технологии обработки давлением. Например, операция протяжки проволоки через очко (фильер) с целью уменьшения ее диаметра была бы невозможна, если бы протягиваемый материал не упрочнялся в степени, достаточной для компенсации происходящего при этом уменьшения поперечного сечения. Металлы и сплавы, которые слабо упрочняются при пластической деформации, с большим трудом поддаются глубокой вытяжке и волочению, так как деформация сосредотачивается в местах уменьшения сечения, где и происходит разрушение.

Упрочнение имеет и отрицательные последствия. 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 увеличивается потребная мощность оборудования. Для восстановления исходных свойств обрабатываемой заготовки, позволяющих вести дальнейшее деформирование, производят промежуточный рекристаллизационный отжиг.



Р и с. 28.
Изменение механических свойств дюралюмина Д1 в зависимости от степени обжатия при прокатке

§ 15. РАЗРУШЕНИЕ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

По своему характеру разрушение материалов при статическом нагружении бывает вязким и хрупким. Вязкому разрушению предшествует пластическая деформация.

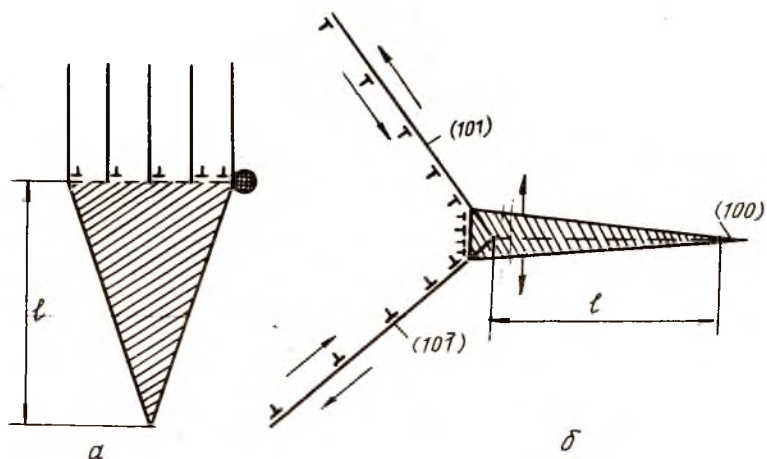
Под хрупким разрушением понимают разрушение, происходящее после небольшой пластической деформации. Оно представляет наибольший интерес, так как сплавы с высоким пределом прочности обладают недостаточным запасом вязкости и разрушаются хрупко.

Процесс разрушения состоит из двух основных стадий — зарождения трещины и ее распространения. Каждая из этих стадий подчиняется своим законам. В настоящее время первая стадия изучается с позиций теории дислокаций, вторая составляет предмет механики разрушения.

Распространение трещины обусловлено высокой концентрацией упругих напряжений в ее устье, достаточных для преодоления сил межатомного взаимодействия. При достижении критических размеров l_c

эта трещина под действием растягивающих напряжений σ , приложенных перпендикулярно плоскости трещины, начинает самопроизвольно расти, что сопровождается снижением упругой энергии образца и его разрушением. Рост трещин до критических размеров в процессе пластической деформации связан с увеличением упругой энергии металла и в рамках теории механики разрушения не объясняются. Зарождение может быть объяснено только теорией дислокаций. Предложено несколько дислокационных механизмов образования зародышевых трещин.

Один из них заключается в "спрессовывании" дислокаций у мощных препятствий, каковыми служат включения вторых фаз и границы зерен (рис. 29а). Если ближайшие источники дислокаций "заторможены" и не могут вызвать релаксации напряжений в конце плоскости скольжения, то под ней образуется зародыш микротрещины. По расчетам, в железе и меди эти трещины достигают критической величины при наличии соответственно 200 и 1000 дислокаций в плоском скоплении у препятствия, что считается вполне реальным. Этот способ зарождения трещин подтвержден экспериментально и не вызывает возражений применительно к сплавам и поликристаллическим металлам. Однако он неприменим к монокристаллам чистых металлов, в кото-



Р и с. 29. Образование зародышевых зародышевых микротрещин (заштрихованные области) путем "спрессовывания" дислокаций у препятствий (а) и слияния пересекающихся дислокаций (б)

рых отсутствуют отмеченные препятствия.

Более общим и энергетически легким является второй способ возникновения трещин (рис. 29б). В этом случае имеет место слияние дислокаций, находившихся в двух различных плоскостях скольжения, например (101) и $(10\bar{1})$ в решетке ОЦК. Такое слияние ведет к образованию сидячей дислокации встечи с вектором Бюргера \vec{b} , лежащим в плоскости (100) . Слияние следующих n пар дислокаций увеличивает \vec{b} в n раз, что эквивалентно разведению атомов в конце плоскости (100) на величину $n\vec{b}$. Вероятно, что одна такая зародышевая трещина не может достичь критического размера, так как рост ее приостановится с началом поперечного скольжения. Однако по мере увеличения деформации растут плотность таких переплетений дислокаций и число зародышевых трещин. Они определенным образом взаимодействуют между собой и образуют общую (магистральную) трещину критического размера, которая вызывает разрушение.

Таким образом, разрушение, т.е. отделение одной части кристалла от другой при развитии ультрамикроскопических трещин в

процессе пластической деформации, происходит в результате локального повышения (концентрации) упругих напряжений около различного рода препятствий скольжению: границ зерен, частиц вторых фаз, барьеров Ломера-Коттрелла и пр. Предельная величина пластической деформации зависит прежде всего от структуры металла или сплава. Чем крупнее зерно и грубее выделения частиц вторых фаз, тем больше число дислокаций в плоских скоплениях около них, тем выше концентрация напряжений, тем при меньших деформациях достигается теоретическая прочность на разрыв в устье трещин и происходит разрушение. Особенно резкое снижение пластичности наблюдается при выделении вторых хрупких фаз по границам зерен в виде сплошной сетки.

Пластичность твердых растворов, как правило, ниже пластичности чистых металлов. Пониженную пластичность имеют двухфазные сплавы, в которых зерна фаз обладают различной деформационной способностью. Чрезмерное упрочнение твердых растворов, создаваемое вторыми когерентными фазами, значительно снижает пластичность, так как большинство плоскостей скольжения оказываются заблокированными с самого начала пластической деформации.

Большое влияние на процесс разрушения и предельную пластичность материалов оказывают условия нагружения. Так, длительное воздействие знакопеременных напряжений вызывает усталостное разрушение в тех случаях, когда амплитуда цикла не превышает предела текучести. В общих чертах это связано с тем, что такое напряжение достаточно для приведения в действие некоторых источников генерирования дислокаций, которые, выходя по плоскости скольжения на поверхность, по тем или иным причинам не всегда возвращаются к источнику при изменении направления деформирования. 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.

Пластичность материала в значительной мере зависит от схемы напряженного состояния детали. Если пластическая деформация развивается под действием касательных напряжений τ , то раскрытие трещин, обуславливающее разрушение, прямо связано с действием нормальных напряжений σ . Поэтому наложение, например, на растягиваемый образец всестороннего равномерного сжатия способствует за-

лечиванию трещин и повышению пластичности. Наоборот, всестороннее равномерное растяжение приводит к снижению пластичности и к охрупчиванию.

Это положение необходимо учитывать при выборе схемы обработки давлением малопластичных по своей природе сплавов. Для них рекомендуется схема всестороннего сжатия (прессование,ковка в фигурных бойках и т.п.).

§ 16. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ И ПРИНЦИПЫ ИХ СОЗДАНИЯ

Высокие значения предела прочности σ_B или предела текучести $\sigma_{0,2}$ материала, определенные в испытаниях на статическое растяжение образцов, не гарантируют надежной работы деталей в конструкциях.

Под высокой прочностью в широком смысле понимается сочетание высоких значений σ_B и $\sigma_{0,2}$ с достаточной пластичностью и вязкостью разрушения. Большинство конструкционных материалов после обработки на максимально высокие значения σ_B и $\sigma_{0,2}$ часто проявляют склонность к хрупкому разрушению, что снижает их конструктивную прочность и накладывает определенные ограничения при использовании в конструкциях.

Развитие новой техники, особенно авиационной и ракетно-космической, привело к необходимости создания высокопрочных материалов, надежно работающих в сильно нагруженных конструкциях в сложных условиях эксплуатации. При этом решалась сложная задача: при высоких показателях сопротивления пластической деформации обеспечить и высокое сопротивление хрупкому разрушению.

В соответствии с современными представлениями упрочнение металлов и сплавов достигается созданием в них эффективных препятствий (барьеров) скольжению дислокаций. Эти препятствия локализируют скольжение дислокаций в микроскопических объемах, уменьшают длину незакрепленных участков дислокаций и тем самым повышают сопротивление деформации. Если для максимального повышения сопротивления деформации воспользоваться возможностями эффективного торможения дислокаций и создать в сплаве мощные непроницаемые барьеры, то у таких барьеров возникнут опасные пиковые напряжения. Непроницаемость барьеров и их неблагоприятное распределение, харак-

терное для так называемого "переупрочненного" состояния, приводит к резкому снижению подвижности дислокаций во всем объеме сплава. При этом катастрофически падает запас пластичности и вязкости, а опасность хрупкого разрушения резко возрастает. Очевидно, стремясь создать, упрочняющие сплав эффективные препятствия скольжению для предотвращения хрупкого разрушения необходимо одновременно предусмотреть либо очень частое их распределение в объеме, чтобы между ними не могли разместиться опасные скопления дислокаций, либо возможность определенной подвижности скапливающихся у этих препятствий дислокации, создающей условия для релаксации опасных пиковых напряжений путем прорыва части скопившихся дислокаций в смежные объемы. При этом барьеры должны быть по л у п р о н и ц а е м ы м и для движущихся дислокаций и определенным образом распределены по объему сплава.

В технике применяются разнообразные методы создания высокопрочных структурных состояний сплавов, имеющие различную эффективность в смысле одновременного повышения сопротивления деформации (прочностных характеристик) и вязкости разрушения. Некоторые из них применяются давно, другие, более эффективные, созданы недавно.

Упрочнение наиболее широко используемых в авиационной технике дисперсионно-твердеющих сплавов (алюминиевых, магниевых, никелевых, аустенитных сталей и др.) основано на торможении дислокаций зонами сегрегаций легирующих элементов или когерентными выделениями промежуточных фаз, образующихся в процессе старения пересыщенных при закалке твердых растворов. Механизм этого упрочнения рассмотрен в § 12. Достижение максимального упрочнения при сохранении достаточной вязкости возможно при высокой равномерности распределения когерентных выделений в объеме с межчастичным расстоянием примерно 50-100 межатомных. Такие выделения перерезаются при деформации, т.е. являются полупроницаемыми. Однако только при закалке и старении дисперсионно-твердеющих сплавов не используются все известные механизмы упрочнения для достижения максимально высокой прочности.

Наиболее старым и известным способом повышения прочности сталей является закалка их на мартенсит. Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе с тетрагональной объемно-центрированной решеткой. Он образуется в резуль-

тате бездиффузионного превращения из аустенита (аустенит-твердый раствор углерода в γ -Fe с решеткой ГЦК) при закалке в воде или масле. При осуществлении закалки на мартенсит реализуются все известные в дислокационной теории механизмы упрочнения: а - повышение сопротивления скольжению дислокаций в решетке α -Fe, искаженной растворенными атомами углерода; б - резкое повышение плотности дислокаций в результате фазового наклепа при превращении аустенита в мартенсит; в - создание новых границ раздела при образовании в одном бывшем зерне аустенита множества кристаллов мартенсита и при образовании двойниковых прослоек в кристаллах мартенсита; г - образование на дислокациях атмосфер из атомов углерода; д - образование дисперсных когерентных частиц карбидов после низкого отпуска (200°C) закаленной стали.

В результате закалки предел прочности стали повышается в 3-4 раза и достигает 180-200 кг/мм². Однако мартенсит закалки углеродистых сталей "переупрочнен": он хрупок и имеет почти нулевую пластичность. После низкого отпуска сохраняется почти тот же предел прочности; пластичность и вязкость несколько повышаются, но далеко недостаточно для надежной работы в ответственных конструкциях. Для повышения вязкости необходимо создать новое структурное состояние (тростит или сербит отпуска) путем повышения температуры отпуска, но при этом резко снижается предел прочности.

Основная причина хрупкости углеродистого мартенсита - малая подвижность дислокаций. Она вызвана в основном закреплением их атмосферами из атомов элементов внедрения; углерода и азота. Картина резко меняется, если углерод вывести из состава сплава. Так называемые мартенситно-старяющие стали, являющиеся почти безуглеродистыми (до 0,03%) сплавами железа с никелем, кобальтом, молибденом и титаном, после закалки на мартенсит (пересыщенный раствор атомов легирующих элементов в α -Fe) отличается очень высокими показателями пластичности и вязкости при умеренной прочности ($\sigma_B \approx 110$ кг/мм²). Объясняют это тем, что легко подвижные примеси внедрения (C и N) при их малом количестве закрепляют лишь небольшую долю дислокаций, а никель и кобальт уменьшают силу этого закрепления. Дальнейшее упрочнение этих сталей достигается старением при $480-500^{\circ}\text{C}$, в процессе которого выделяются полукogerентные дисперсные частицы интерметаллидов Ni_3Ti , Ni_3Mo

и др. После закалки и старения эти стали обладают примерно таким же пределом прочности, что и углеродистые после закалки и низкого отпуска, но отличаются от них несравненно большей пластичностью и вязкостью разрушения. Так, сталь 03Н18К9МЭТ после указанной обработки имеет $\sigma_b \approx 210 \text{ кг/мм}^2$ при ударной вязкости $a_n \gg 5 \text{ кг/см}^2$.

Наиболее сильное упрочнение сплавов достигается таким комбинированным воздействием пластической деформации и термообработки, при котором изменения в тонкой структуре, созданные деформацией, наследуются при последующей термообработке. Этот процесс получил название термомеханической обработки (ТМО). Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) дисперсионно-твердеющих сплавов проводится по схеме: закалка - холодная пластическая деформация - фазовое старение; а НТМО легированных сталей - по схеме: нагрев под закалку - переохлаждение аустенита до температур высокой устойчивости ($400-600^\circ\text{C}$) и его пластическая деформация - закалка - низкий отпуск.

При высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) горячая пластическая деформация производится в интервале температур нагрева под закалку, причем время разрыва между окончанием деформации и последующей закалкой должно быть весьма кратким, чтобы исключить рекристаллизацию, снимающую наклеп от деформации. При НТМО получают более высокие значения прочностных свойств (на стареющих сплавах - на 15-35%, на сталях - до 50%), но пластичность и вязкость несколько снижаются по сравнению с обычной термообработкой. Такое сильное дополнительное упрочнение при НТМО обусловлено повышением плотности дислокаций за счет холодного наклепа и повышением плотности выделений и дисперсности вторых фаз, зарождающихся на дислокациях.

В процессе горячей деформации при ВТМО не только повышается плотность дислокаций, но за счет их перераспределения образуется фрагментированная (полигонизованная) субструктура с большим числом малоугловых полупроницаемых границ, которая наследуется при закалке и отпуске, что при некотором упрочнении существенно повышает вязкость по сравнению с обычной термообработкой и НТМО. На углеродистых, низко- и среднелегированных сталях после ВТМО получают $\sigma_b = 220-260 \text{ кг/мм}^2$, $a_n = 4 \pm 6 \text{ кг/см}^2$. Такая сталь может надежно работать в самых ответственных конструкциях. Фрагментированная субструктура весьма устойчива и сохраняется при после-

дующих кратковременных нагревах до высоких температур. Поэтому упрочнение от ВМТО наследуется при повторной термообработке, что расширяет области его применения. Тот же результат, что и при ВМТО, можно получить при фазовом наклепе и превращении $\alpha \rightleftharpoons \delta$ после неоднократных повторных закалок с высокой скоростью нагрева.

§ 17. 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 меняется 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. При этом чем больше энергия дефектов упаковки, тем крупнее размер субзерен, тем в большей степени происходит снятие наклепа. Более подробно эти процессы описаны в работе [6].

Пластическую деформацию при температуре выше температуры рекристаллизации называют горячей деформацией. Для большинства сплавов $T_{гд} > 0,6 T_{пл}$. Деформация при температуре ниже температуры рекристаллизации считается холодной.

Основным механизмом горячей пластической деформации остается скольжение. При этом во многих металлах и сплавах выявлено увеличение числа плоскостей скольжения. Это существенно увеличивает 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. Долгое время отсутствие

упрочнения объясняли тем, что горячая деформация всегда сопровождается рекристаллизацией. Как показали исследования последних лет, выполненные применительно к ВТМО (см. § 16), такое утверждение неточно [13]. Установлено, что в ходе самой деформации в зависимости от ее режима и природы сплава может идти как рекристаллизация, так и полигонизация. Существенные изменения в тонкой структуре и механических свойствах могут происходить после окончания горячей деформации в процессе последеформированной выдержки и последующего охлаждения. Раньше такого разграничения не делали и о существе явлений при горячей обработке судили по состоянию 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 в процессе горячей деформации можно судить по кривым напряжение - деформация. Эти кривые имеют несколько характерных участков (рис. 30). На участке 1-2 происходит деформационное упрочнение, механизмы которого сходны с механизмами упрочнения при холодной деформации (см. § 10). В результате горячего наклепа до точки 2 получают структуру с неупорядоченным распределением дислокаций, плотность которых, как и плотность созданных при деформации вакансий, повышена. После получения определенной начальной степени наклепа наступает стадия динамического возврата



Р и с. 30. Схемы зависимости напряжения от степени горячей деформации

(участок 3-3) по известному механизму поперечного скольжения (см. § 9, 10) или переползания дис-

локаций. Эти процессы, особенно переползание дислокаций при участии точечных дефектов, сильно активизируются с повышением температуры и при горячей обработке давлением играют значительно большую роль, чем при холодной. В результате процессов динамического возврата формируется ячеистая субструктура, которая в отличие от субструктуры холодного наклепа имеет увеличенный размер ячеек, обнаруживает более четкие регулярные сетки границ. Фрагментация структуры на стадии динамического возврата

уменьшает общий уровень искажений и, следовательно, тенденцию к рекристаллизации.

Появление пика (точка 2) на кривых $\sigma - \varepsilon$ 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 режима деформации. Она уменьшается с повышением температуры и при снижении скорости горячего деформирования. Слабое деформационное упрочнение обнаруживают металлы и сплавы с высокой энергией дефектов упаковки (металлы с ОЦК решетки, сплавы с ферритной структурой, алюминий и многие сплавы на его основе), сильное - с низкой энергией дефектов упаковки (медь, никель, аустенитные сплавы).

Участок 3-4 (см. рис. 30) кривой деформации 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. Процессы разупрочнения на этой стадии сводятся к динамической полигонизации или динамической рекристаллизации. При динамической полигонизации, как и при обычной статической, наблюдающейся при нагреве после холодной, формирование и миграция малоугловых границ контролируется перемещением дислокаций. От статической полигонизации она отличается тем, что в процессе горячей деформации дислокации все время "нагоняются" в тело субзерен. 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 деформирования и в материалах второй группы при высоких температурах и малых скоростях деформирования. 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 весьма важно для ВТМО (см. § 16). 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 металлов первой группы) или умеренной (для металлов второй группы) скорости деформирования идет динамическая рекристаллизация. Она не приводит к стабильной структуре, так как образующиеся свободные от дислокаций объемы зерен насыщаются ими в следующие моменты деформирования. Последеформационная выдержка или последующий нагрев приводят к статической рекристаллизации. Вследствие чередования (а не компенсации) процессов разупрочнения и упрочнения рекристаллизованных объемов на кривых $\sigma - \epsilon$ в некоторых случаях наблюдается зубчатость.

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

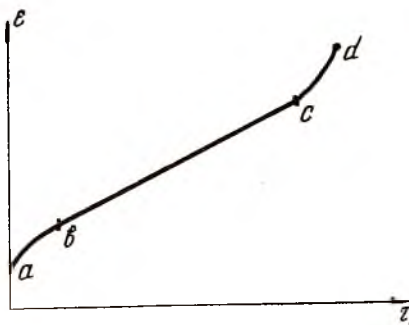
При горячей обработке давлением очень мелкозернистых (до 10 мкм) металлов и сплавов (чаще всего двухфазных) в интервале температур $0,7 - 0,85 T_{пл}$ может наблюдаться состояние с е р х п л а с т и ч н о с т и, выражающееся в резком увеличении предельной пластичности (до 300-2000%) и снижение сопротивления деформации в несколько раз по сравнению с обычным состоянием. Это явление обусловлено течением в приграничных областях, где коэффициент диффузии в $10^{-4} \div 10^6$ раз больше, чем в середине зерен. Такое течение обеспечивается механизмами диффузионной (вакансионной) ползучести и зернограничных проскальзываний. Для осуществления этого процесса скорость деформации ($10^{-2} - 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) должна соответствовать скорости диффузии. Это явление можно использовать в низкоскоростных процессах обработки давлением (экструзия, прессование) для осуществления больших деформаций при малых усилиях.

§ 18. ПОЛЗУЧЕСТЬ И ЖАРОПРОЧНОСТЬ

В предыдущих параграфах было сделано допущение, что деформация не зависит от времени, т.е. возникает одновременно с приложением нагрузки и при $\sigma = const$ и $T = const$ 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 в отдельных зернах начинается при напряжении заметно меньшем, чем макроскопический предел упругости или текучести. Поэтому в них ползучесть будет иметь место как при $\sigma > \sigma_T$, так и при $\sigma < \sigma_T$. Последний вариант представляет наибольший интерес, так как действующие в машинах напряжения обычно ниже предела текучести материала при данной температуре. При низких температурах ($T < 0,3 T_{пл}$) величина деформации ползучести значительно меньше мгновенной пластической деформации, возникающей в момент приложения нагрузки, и ею в ряде случаев можно пренебречь. При высоких температурах деформация ползучести может многократно превосходить величину мгновенной пластической деформации. Поэтому ползучесть особенно важна для деталей, работающих при высоких температурах. Свойство ползучести устанавливается по кривым ползучести, построенным в координатах деформация - время при $T = const$ и $P = const$ ($\sigma = const$)

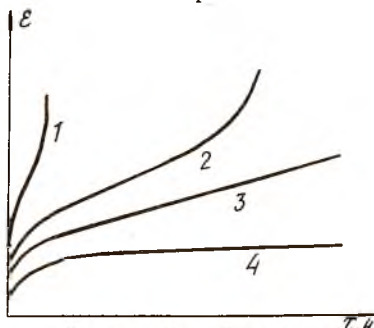
Типичная кривая ползучести при растяжении (рис. 31) имеет три характерных участка (стадии): ab - стадия неустановившейся ползучести, протекающей довольно быстро, но с понижающейся скоростью; bc - стадия установившейся (равномерной) ползучести с примерно постоянной скоростью; cd - стадия ускоренной ползучести, заканчивающейся разрушением в точке d при уменьшающемся сечении образца и постоянной нагрузке. Отрезок $0a$ соответствует мгновенной деформации, возникшей в момент приложения нагрузки. При испытаниях на кручение и изгиб третья стадия отсутствует, а при испытаниях на сжатие наблюдается только первая стадия.



Р и с. 31. Типичная кривая ползучести при растяжении

ползучести уменьшается, а стадия установившейся ползучести может совсем исчезнуть (кривая I). При низких значениях T или σ третья стадия может не наступить даже при испытаниях в течение нескольких тысяч часов (кривая 3). При еще меньших значениях T или σ может отсутствовать и вторая стадия, так как, начиная с некоторого момента, деформация не увеличивается (кривая 4).

В соответствии с преобладанием сдвиговых (дислокационных) или диффузионных механизмов пластической деформации принято различать низко- и высокотемпературную ползучесть, граница между которыми для сплавов находится приблизительно при $0,5 T_{пл}$. Это деление условно, так как действие различных механизмов деформации при ползучести зависит не только от температуры, но и от величины напряжения. При невысоких температурах и высоких приложенных 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 предназначается для работы при температурах $(0,5-0,8)T_{пл}$



Р и с. 32. Влияние температуры ($T_1 > T_2 > T_3 > T_4$) и напряжения ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > \sigma_4$) на характер кривых ползучести

Уменьшение скорости деформации на первой стадии низкотемпературной ползучести объясняется эффективным торможением движущихся дислокаций у различных препятствий движению дислокаций: границ зерен и блоков, барьеров Ломера-Коттрелла, выделений частиц избыточных фаз-упрочнителей и т.п. Постепенное торможение все большего числа дислокаций и запираание действующих источников Франка-Рида приводит к упрочнению сплава и уменьшению скорости ползучести. Эта стадия наиболее четко выявляется в термически упрочняемых сплавах, в которых 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 [3]. При низкотемпературной ползучести процессы возврата протекают путем поперечного скольжения, не контролируемого диффузией. При высокотемпературной ползучести процессы возврата осуществляются путем переползания дислокаций в другие плоскости скольжения, где часть из них встречается с дислокациями, генерированными из других источников, 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 этой стадии равны между собой, а плотность дислокаций остается примерно постоянной. Так как переползание дислокаций осуществляется вакансиями, 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, так как при высокой температуре диффузионные процессы особенно сильно развиваются по границам зерен, что проявляется в межзеренной деформации. Межзеренная деформация может происходить путем вязкого течения вещества по границам или путем проскальзывания (относительно перемещения соседних зерен по границе), обусловленного внутриверенным 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 ползучести. Скопления вакансий у границ зерен наряду с зернограницным проскальзыванием приводит к образованию микропустот и пор, представляющих зародыши микро- а затем и макротрещин. Объединение макротрещин приводит к разрушению 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. § 16). При более высоких температурах устойчивость дислокационной структуры нарушается, усиленно развиваются диффузионные процессы. Жаропрочность металлов и сплавов в этих условиях определяется прежде всего прочностью межатомных связей в решетке, о которой приближенно можно судить по температуре плавления основного компонента сплава. Чем выше температура плавления основного компонента сплава, тем, как правило, выше его рабочая температура.

Жаропрочность зависит также от типа решетки твердого раствора сплава. Несколько меньшая жаропрочность наблюдается у сплавов с менее плотноупакованной решеткой ОЦК, так как в них выше коэффициент самодиффузии, чем в сплавах с плотноупакованными решетками ГЦК и ГПУ. По этой причине рабочий интервал температур использования сталей ферритного класса с ОЦК решеткой ($550-650^{\circ}\text{C}$) заметно ниже такового для аустенитных сталей с ГЦК решет-

кой (650–850 С).

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 t_p^* . Очевидно для повышения жаропрочности величину этой температуры необходимо сдвинуть в сторону более высоких температур. Это достигается путем легирования, 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 того или иного сплава в значительной степени зависит от его структуры. Опыт показал, что большинство сплавов (особенно для сравнительно кратковременного использования – ракеты, самолеты) наибольшую жаропрочность имеют в гетерогенном состоянии, т.е. когда они кроме сложнлегированного 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 умеренно легированных деформируемых сплавов составляет 0,55 ÷ 0,65 $T_{пл}$. Эта температура является наибольшей рабочей температурой таких сплавов. Литейные сплавы, упрочненные вторыми фазами в виде дисперсных выделений их 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 $T_{пл}$.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. К а н Р. Физическое металловедение. вып. 3, М., "Мир", 1968, 484с. с ил.
2. Х о н н и к о м б Р. Пластическая деформация металлов и сплавов. М., "Мир", 1972, 408с. с ил.

3. М а к Л и н Д. Механические свойства металлов. М., "Металлургия", 1965, 431с. с ил.
4. Г е р ц р и к е н С.Д. и др. Физические основы прочности и пластичности металлов. М., "Металлургия", 1963, 321с. с ил.
5. Н о в и к о в И.И. Дефекты кристаллической решетки металлов. М., "Металлургия", 1974, 188с. с ил.
6. Н о в и к о в И.И. Теория термической обработки. М., "Металлургия", 1974, 399с. с ил.
7. Т и х о н о в А.С. Элементы физико-технической теории деформируемости сплавов. М., "Наука", 1972, 158с. с ил.
3. Ч а л м е р с Б. Физическое металловедение. М., "Металлургия", 1963, 455с. с ил.
9. З а х а р о в М.В., З а х а р о в А.М. Жаропрочные сплавы. М., "Металлургия", 1972, 384с. с ил.
10. И в а н о в а В.С., Т е р е н т ь е в В.Ф. Природа усталости металлов. М., "Металлургия", 1975, 454с. с ил.
11. Г о р е л и к С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М., "Металлургия", 1967, 403с. с ил.
12. П о р т о н В.З., М о р о з о в Е.М. Механика упруго-пластического разрушения. М., "Наука", 1974, 416с. с ил.
13. Б е р н ш т е й н М.Л. Прочность стали. М., "Металлургия", 1974, 198с. с ил.

О Г Л А В Л Е Н И Е

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	13
§ 5 Критическое напряжение сдвига в идеальном монокристалле	17
§ 6 Линии, полосы и пачки скольжения	18
§ 7 Дислокационные представления о механизме скольжения	20
§ 8 Двойникование	27
§ 9 Дислокации и дефекты упаковки в типичных кристаллических структурах	31
§ 10 Упрочнение при пластической деформации кристаллов	37
§ 11 Взаимодействие дислокаций с атомами примесей и легирующих элементов при деформации	42
§ 12 Упрочнение за счет выделения дисперсных частиц вторых фаз	44
§ 13 Влияние границ зерен на сопротивление деформации и упрочнение	47
§ 14 Изменение структуры и свойств в результате холодной пластической деформации	49
§ 15 Разрушение и пластичность металлов и сплавов	54
§ 16 Высокопрочные состояния сплавов и принципы их создания	57

§ 17	Горячая пластическая деформация	61
§ 18	Ползучесть и жаропрочность	65
	Литература	69

Николай Петрович М о р о з о в
Владимир Иванович К р ю к о в
Олег Константинович К о л е р о в

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

Учебное пособие

Редактор Э. Г р я з н о в а
Технич. редактор Н. К а л е н ю к
Корректор Т. П о л я к о в а

Подписано в печать 14.03.79г. Е000160.
Формат 60x84 1/16. Бумага оберточная белая.
Печать оперативная. Физ.п.л. 4,5. Усл.п.л. 4,18.
Уч.-изд.л. 4,0. Тираж 500 экз. Заказ № 1880
Цена 14 коп.

Куйбышевский ордена Трудового Красного Знамени
авиационный институт им. С.П. Королева,
г. Куйбышев, ул Молодогвардейская, 151.

Областная типография им. Мяги, г. Куйбышев, ул. Венцека, 60.