



ДОНСКОЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
УПРАВЛЕНИЕ ДИСТАНЦИОННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ
КВАЛИФИКАЦИИ

Кафедра «Физическое и прикладное материаловедение»

УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ

по дисциплине

«Механические и физические свойства материалов»

Автор
Домбровский Ю.М.

Ростов-на-Дону, 2014



Аннотация

Для бакалавров направления подготовки
150100 "Материаловедение и технологии материалов"

Автор

д.т.н., профессор Домбровский Ю.М.





Оглавление

Прочность металлов. Физические и инженерные аспекты 4

ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ..... 4

ВВЕДЕНИЕ 5

ЛИТЕРАТУРА.....83



ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ. ФИЗИЧЕСКИЕ И ИНЖЕНЕРНЫЕ АСПЕКТЫ

ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения; $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$;

α_σ – теоретический коэффициент концентрации напряжений для идеально-упругого изотропного тела при растяжении;

$\ell_{тр} = 2\ell$ – длина трещины;

r – радиус в вершине трещины;

σ_f – теоретическое сопротивление разрыву межатомных связей;

E – модуль нормальной упругости (Юнга);

G – модуль сдвига;

τ_f – теоретическое сопротивление сдвигу;

ρ – условный радиус зоны пластической деформации в вершине трещины;

σ – среднее, номинальное напряжение в рассматриваемом сечении (без учета концентрации напряжений);

$\ell_{крит}, \sigma_{пред}$ – соответственно критическая длина трещины и предельное номинальное напряжение при хрупком разрушении;

K – коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины при $\sigma < \sigma_T$, где σ_T – физический предел текучести при растяжении;

K_{Ic} – критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации у вершины трещины;

ω_θ – энергия образования вакансий;

ω_m – энергия миграции вакансий;

ω_0 – энергия активации диффузии;

k – постоянная Больцмана;

T – абсолютная температура, К;

τ_s – предел текучести монокристалла при сдвиге;

τ_T – предел текучести поликристалла при сдвиге;



Механические и физические свойства материалов

b – межатомное расстояние в направлении легкого сдвига;

β – плотность дислокации;

d – размер зерна;

γ_s – затраты удельной энергии на образование поверхности трещины;

T_p – температура рекристаллизационного отжига;

$T_{п.р.}$ – температурный порог рекристаллизации;

$\sigma_{0,05}$ – условный предел упругости (остаточная деформация 0,05%);

$\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести (остаточная деформация 0,2%);

σ_B – временное сопротивление;

$\sigma_{нч}$ – предел прочности;

δ – относительное удлинение при растяжении;

ψ – относительное сужение при растяжении;

a_H – ударная вязкость.

ВВЕДЕНИЕ

Металловедение изучает взаимосвязь свойств металлических материалов с их составом и структурой. Под структурой понимают строение, характеризующее взаимное расположение и взаимосвязь атомов, кристаллов и других частей, образующих данный металл или сплав.

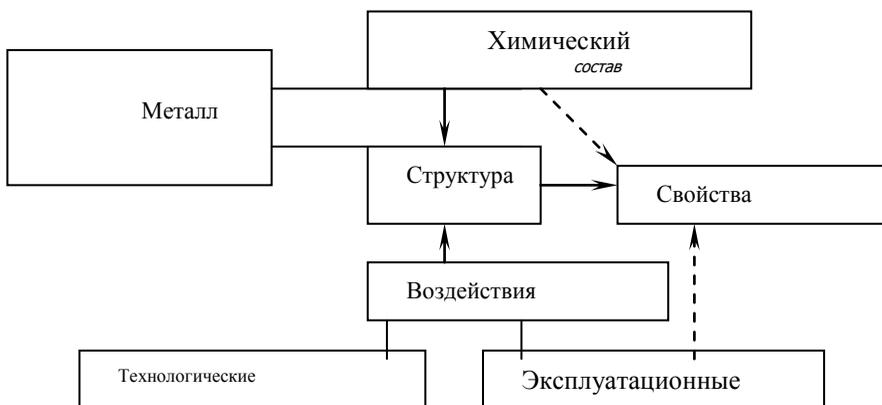


Рис.1.Блок-схема (металл – свойства – воздействие)

Инженера чаще всего интересуется механическая прочность



и технологические свойства металлов, которые проявляются прежде всего в процессе изготовления машин и механизмов, когда изменяются размеры, форма и свойства материала-сырья. В отдельных случаях технологические и эксплуатационные воздействия используют для изменения физических свойств металлического материала (электрических, тепловых, магнитных и др.).

Структура и свойства в первую очередь определяются составом сплава (рис.1). Однако структура существенно зависит также от технологии получения металла и изготовления изделия. Более 100 лет назад, основоположник научного металловедения – российский ученый Д. К. Чернов, впервые доказал, что изменение механических свойств сталей закономерно связано с изменением их структуры в результате превращений при нагреве и охлаждении.

Температура, напряженное состояние материала, воздействие окружающей среды приводят к определенным изменениям структуры и его свойств, поэтому знание основных закономерностей этих изменений в условиях эксплуатации позволят специалистам более обоснованно подойти к решению конкретных конструкторских или технологических задач: выбору материала и способа получения заготовок, режима термической обработки, вида поверхностного упрочнения и т.д.

1. Понятие механической прочности в инженерной практике

1.1. Прочностные и пластические характеристики металлических материалов

В процессе технологических и эксплуатационных воздействий в обрабатываемом материале или готовом изделии возникают механические напряжения, под действием которых они деформируются. Если внешние силы достаточно малы, то после прекращения их действия форма и размеры тела восстанавливаются. В этом случае деформация называется упругой. Если же силы вызывающие деформацию, превосходят некоторое критическое значение, то в теле возникают необратимые изменения – пластическое течение материала, которое в итоге может закончиться разрушением. При пластическом течении, возникшая деформация не исчезает после снятия нагрузки и называется пластической. В результате пластической деформации одна часть кристалла оказывается сдвинутой относительно другой, что и приводит к необратимому изменению формы.



Механические и физические свойства материалов

Прочность – свойство материала сопротивляться деформированию (упругому, пластическому) и разрушению под действием механических напряжений. Прочность проявляется в таких свойствах, как упругость, сопротивление малым и большим пластическим деформациям, разрушению под действием статических, динамических циклических напряжений или длительных статических нагрузок. Мерой механических свойств в данных конкретных условиях нагружения служат характеристики механической прочности.

Многообразие схем нагружения и возникающих напряженных состояний в материале предопределило многообразие характеристик механической прочности.

Предел упругости, текучести, временное сопротивление, предел прочности – характеристики материала, которые могут быть использованы непосредственно в прочностных расчетах. Те характеристики, которые в прочностных расчетах сравниваются через коэффициенты запаса прочности с расчетными напряжениями в деталях, определяемыми методами теории упругости, сопротивления материалов и другими, называются предельными или расчетными. Чем выше предельные характеристики прочности, тем при равных технологических и эксплуатационных усилиях (или мощности) меньше вес, габариты машины, а ее производительность и коэффициент полезного действия выше.

Оценка прочности деталей машин только по предельным характеристикам прочности, определяемым при механических испытаниях в лабораторных условиях, недостаточна, так как при переходе к условиям эксплуатации поведение материала изменяется. Наличие концентраторов напряжений, масштабный фактор (влияние размеров деталей и заготовок), возможные изменения скорости нагружения, схемы напряженного состояния, а также точности изготовления деталей и качества сборки могут существенно влиять на показатели механических свойств материала, особенно на сопротивление разрушению. Эти обстоятельства учитывают при выборе материала путем сопоставления характеристик пластичности (относительное удлинение или сужение) в момент разрушения с аналогичными характеристиками другого материала, близкого по составу, структуре и свойствам, и уже применявшегося в подобных условиях эксплуатации.

Например, при выборе материала для изготовления фланцевых соединений трубопроводов, учитывая опыт эксплуатации, назначают конструкционную сталь с характеристикой пластичности (относительное удлинение) после испытаний на растяжение



при кратковременном статическом нагружении не менее 22–23%.

Таким образом, для обеспечения конструкционной прочности необходимо, чтобы расчетные напряжения в деталях не превышали допускаемых, оцениваемых по предельным характеристикам прочности, а характеристики пластичности материала были не ниже требуемых, установленных опытом изготовления и эксплуатации машин и оборудования.

Однако, в связи с развитием специальных отраслей машиностроения, для которых характерно применение сложных конструкций, высоких напряжений и скоростей, комбинированных схем нагружения при соблюдении высокой удельной прочности, возникла задача создания высокопрочного структурного состояния металлических сплавов. Речь идет главным образом о структуре мартенсита отпуска во всем сечении, в котором машиностроительные (конструкционные) стали раньше почти не использовались и которое считалось характерным для инструментальных сталей. Важной особенностью стали в высокопрочном состоянии является повышенная склонность к внезапному хрупкому разрушению, возникающему при напряжениях ниже предела текучести материала и, следовательно, без заметной макропластической деформации. Поэтому на практике, как уже упоминалось, приходилось поступаться высокой прочностью, характерной для этого структурного состояния, и ограничиться невысокими ее значениями, получаемыми после высокого отпуска. Позднее, правда, металловеды и конструкторы были вынуждены вернуться к высокопрочному состоянию стали и решать сложную задачу: при высоких показателях сопротивления пластической деформации обеспечить высокое сопротивление разрушению.

Для определения возможности использования в реальных конструкциях металлических сплавов, находящихся в высокопрочном состоянии, применение традиционных стандартных методов оценки механических свойств оказалось недостаточным.

Логичным следствием создавшейся ситуации явилась разработка новых критериев оценки работоспособности высокопрочной стали, которые могли бы объективно оценить сопротивление разрушению в наиболее жестких условиях нагружения. Определение новых критериев, получивших название параметров вязкости разрушения (или трещиностойкости) позволило существенно расширить наши представления о возможности надежного использования металлических сплавов, находящихся в высокопрочном состоянии.

Методы определения параметра вязкости разрушения зани-



Механические и физические свойства материалов

мают все большее место в металловедении высокопрочных сталей наряду с уже давно существующими методами оценки статической и динамической прочности по данным традиционных испытаний на растяжение, усталость, ударную вязкость при различных температурах. Однако следует помнить, что если параметры вязкости разрушения (при наличии надежной методики испытаний) являются константами материала, то определяемые при традиционных испытаниях величины сопротивления разрушению в большой степени зависят от размеров и формы конкретного лабораторного образца.

Вместе с тем, возникшее в последнее время мнение о том, что существующие (традиционные) методики определения механических свойств в случае высокопрочных сталей должны быть заменены испытаниями на вязкость разрушения, также неправильно, как и взгляды прошлых лет, в соответствии с которыми традиционные методы испытания механических свойств способны характеризовать механическое поведение стали, находящейся в высокопрочном состоянии.

Только комплексный подход к этой сложной проблеме может способствовать решению задачи о прогнозировании поведения материалов, повышения надежности и долговечности их при работе в машинах и механизмах сегодняшнего дня. Причем необходимо, чтобы при выборе комплекса методов оценки механических свойств учитывался вид и характер нагружения, использующийся при эксплуатации конкретных изделий.

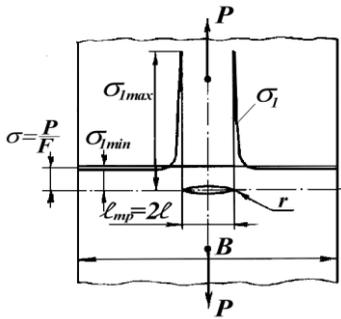
Таким образом, необходимым условием для реализации высокой прочности является обеспечение определенного запаса пластичности и вязкости, т.е. характеристики пластичности и вязкости являются как бы составными элементами прочности при действительно физической трактовке этого термина.



Механические и физические свойства материалов

1.2. Роль концентраторов напряжений

В материале могут быть макро- и микроскопические дефекты технологического происхождения или возникшие в условиях эксплуатации: шлаки, поры, неметаллические включения, усталостные трещины и т.д.



Поэтому детали машин и элементы конструкций, особенно работающие в условиях воздействия растягивающих напряжений, должны изготавливаться из материалов с высоким сопротивлением разрушению при наличии трещин.

Теоретический коэффициент концентрации при условии, что длина трещины $l_{mp} = 2l$ значительно меньше ширины B плоского образца

Рис.2. Образец с трещиной (рис.2), равен:

$$\alpha_{\sigma} = 1 + 2\sqrt{\frac{l}{r}}$$

Если радиус r в вершине трещины мал по сравнению с l , то с достаточной для качественного анализа степенью точности можно считать

$$\alpha_{\sigma} = 2\sqrt{\frac{l}{r}} \quad \sigma_{1max} = 2\sigma\sqrt{\frac{l}{r}}$$

Материал с высоким сопротивлением пластической деформации при достижении σ_{1max} (рис. 3, а) величины сопротивления разрыву межатомных связей σ_f начинает разрушаться в вершине трещины. Длина трещины увеличивается, а степень концентрации напряжений постоянно возрастает. Если условия нагружения таковы, что номинальное напряжение σ в зоне трещины постоянно, либо увеличивается, то скорость роста трещины будет также возрастать и, как показывает расчет, может приближаться к скорости распространения звука в материале. Происходит внезапное, катастрофически быстрое - хрупкое разрушение.

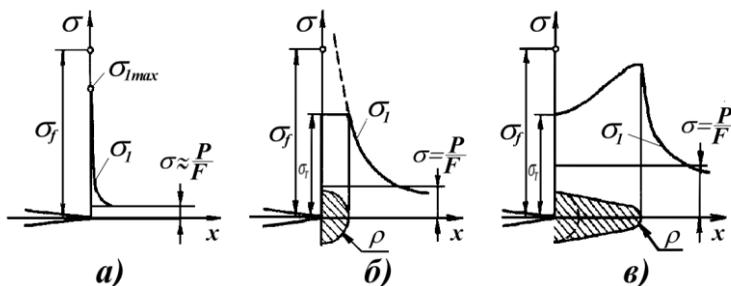


Рис.3. Трещина и зона пластической деформации

Прочность хрупких материалов существенно зависит от величины внутренних дефектов типа трещин. Так, на поверхности обычного оконного стекла с помощью оптического микроскопа видны трещины длиной несколько микрометров. Стекло при растяжении можно считать почти идеально хрупким материалом. Радиус в вершине трещины в таком случае приблизительно равен межатомному расстоянию, которое находится в пределах $3 \div 5 \text{ \AA}$. Теоретический коэффициент концентрации напряжений α_σ в вершине трещины составляет более 100 и стекло с такими микротрещинами имеет предел прочности при растяжении $20 \div 60 \text{ МПа}$, в то время как прочность стекловолкна $3000 \div 3600 \text{ МПа}$.

В металлах, как в более пластичных материалах, распространение трещин сопровождается пластической деформацией материала вблизи ее вершины. Глубину деформированного слоя на поверхности разрушения можно определить различными физическими методами, например, рентгенографически.

Пусть ρ – радиус зоны пластической деформации вблизи вершины трещины (рис.3, б). Тогда при $\rho \ll l$:

$$\alpha_\sigma = 2\sqrt{\frac{l}{\rho}}; \quad \sigma_{1\max} = 2\sigma\sqrt{\frac{l}{\rho}}.$$

Следовательно, пластическая деформация уменьшает концентрацию напряжений в вершине трещины и разрушение пластичного материала происходит при более высоких средних напряжениях.

Материал поверхностных слоев в вершине трещины находится в условиях плоского растяжения, а в глубине – в условиях всестороннего, объемного растяжения.

Анализ приведенных соотношений и сравнение рис.3,а и рис.3,б позволяют сделать следующие выводы:



1. Чем выше предел текучести материала σ_T вблизи трещины, тем меньше зона пластической деформации и выше степень концентрации напряжений в вершине трещины.

2. В направлении распространения пластической деформации в глубь металла радиус ρ уменьшается, а величина σ_1 возрастает из-за более жесткой схемы напряженного состояния при объемном растяжении материала (рис.3, в).

Очевидно, что опасность разрушения в условиях однократно нагружения оказывается выше у малопластичных материалов особенно при наличии крупных трещин. На производстве и в условиях эксплуатации применяют различные методы дефектоскопии материалов для своевременного выявления трещин и других несплошностей, недопустимых с точки зрения обеспечения механической прочности деталей. В готовом изделии обычно не удается выявить трещины длиной менее 1-2 мм.

Величина σ_T зависит от температуры испытания материала. Так, с уменьшением температуры предел текучести конструкционных сталей возрастает. Поэтому разрушению этих сталей в области низких температур предшествует весьма малая пластическая деформация в вершине трещины, распространяющаяся на глубину порядка $10^{-2} \div 10^{-3}$ мм. Предположим, что разрушение произойдет, если $\sigma_{1\max}$ достигнет теоретического сопротивления разрыву межатомных связей σ_f , а величина $\sigma_f = 0,1E$. Тогда, учитывая приведенные соотношения, можно определить предельное (разрушающее) напряжение:

$$\sigma_{\text{пред}} = \frac{\sigma_f}{2} \sqrt{\frac{\rho}{\ell}} = 0,05E \sqrt{\frac{\rho}{\ell}}$$

Напряжение, вызывающее хрупкое разрушение листовой строительной стали толщиной 10 мм ($\sigma_T = 350$ МПа при $+20^\circ\text{C}$) с трещиной всего $1 \div 2$ мм при низких температурах ($\rho = 10^{-2} \div 10^{-3}$ мм), равно 300 МПа, в то время как при $+20^\circ\text{C}$ ($\rho = 1$ мм) и $\sigma = 300$ МПа хрупкое разрушение не происходит пока длина трещины не достигнет 2 м.

В приведенных оценках хрупкого разрушения не учитывалось то обстоятельство, что кроме предела текучести σ_T и величина σ_f при пластической деформации изменяется от температуры и также обе они зависят от скорости нагружения. Однако качест-



венно полученные выводы справедливы.

Из вышеизложенного ясно, что о пластичности материала и виде разрушения можно судить по величине критической трещины, которая при номинальном напряжении $\sigma < \sigma_T$ приводит к хрупкому разрушению образца или детали

$$\ell_{\text{крит}} = 2\ell = \frac{\sigma_f^2}{2\sigma_{\text{пред}}^2} \rho,$$

где $\ell_{\text{крит}}$ – длина критической трещины; $\sigma_{\text{пред}}$ – предельное напряжение, вызывающее хрупкое разрушение детали с трещиной $\ell_{\text{крит}}$; $\sigma_{\text{пред}} < \sigma_T$.

Последнее соотношение связывает свойства материала σ_f и ρ с величиной трещины $\ell_{\text{тр}}$ и напряжением σ , вызывающим хрупкое разрушение при статическом растяжении. Чем длиннее трещина, тем выше концентрация напряжений в ее вершине. Если материал не разрушается хрупко при наличии трещины большой длины, он способен к перераспределению напряжений в зоне концентрации за счет пластической деформации. Напротив, малая величина $\ell_{\text{крит}}$ означает, что в данных условиях материал малопластичен и чувствителен к концентраторам.

1. 3. Способы оценки пластичности и сопротивления разрушению

Отмечалось, что свойства материалов зависят не только от исходной структуры и состава, но и от условий нагружения. Учитывая технические возможности и экономическую целесообразность, стремятся приблизить условия испытаний к условиям эксплуатации.

Так испытания при кратковременном растяжении образцов без надреза имитируют простейшие условия нагружения. Они легко осуществимы и поэтому широко используются на практике. Все виды механических испытаний в настоящее время стандартизированы. При статическом нагружении различают испытания на растяжение и сжатие ГОСТ1497-84 (для тонких листов и лент ГОСТ11701-84); изгиб ГОСТ14019-80; кручение ГОСТ3565-80. По результатам этих испытаний определяют прочностные показатели: условный предел упругости $\sigma_{0,05}$; условный предел текучести $\sigma_{0,2}$; временное сопротивление σ_B ; предел прочности $\sigma_{пч}$. При этом определяются также характеристики пластичности: относи-



тельное удлинение δ и относительное сужение ψ после разрыва и аналогичные им при сжатии, изгибе и кручении. Как показывает опыт конструирования и эксплуатации машин, фактически отсутствует строгая зависимость между величиной δ конструкционных материалов и частотой разрушения, чувствительностью к трещинам и другим концентраторам.

При определении δ и ψ материал образца находится в условиях почти линейного растяжения. Длина критической трещины испытуемого материала оказывается обычно намного больше линейных размеров поперечного сечения образца. Поэтому испытания образцов диаметром 5÷10 мм на растяжение не могут выявить чувствительность пластичных материалов к концентраторам.

Иногда при испытаниях умышленно создают более тяжелые условия нагружения. К таким способам относится испытания металлов при ударном изгибе образца с надрезом. Материал образца в зоне надреза находится в условиях всестороннего растяжения, увеличение скорости нагружения повышает сопротивление пластической деформации, и в результате критическая длина трещины уменьшается.

Ударная вязкость a_n измеряется работой разрушения образца, отнесенной к единице площади поперечного сечения его в месте надреза. Обычно, чем пластичнее материал, тем большая работа затрачивается на его деформирование и разрушение, поэтому величина a_n может служить мерой пластичности материалов, близких по составу, структуре и свойствам, в более тяжелых условиях испытания, чем при растяжении.

Ужесточению условий нагружения способствует и снижение температуры испытания. В области отрицательных температур сопротивление многих материалов пластической деформации растет, а пластичность и сопротивление хрупкому разрушению уменьшается. Это явление называется хладноломкостью, а температурный интервал перехода от вязкого разрушения к хрупкому – температурным интервалом хладноломкости или температурным порогом охрупчивания. Более подробное и строгое описание хрупкого и вязкого видов разрушения, а также природы хладноломкости будет предпринято в последующих главах, а пока ограничимся лишь общим обсуждением критериев пластичности и сопротивления разрушению металлических материалов.

Снижение ударной вязкости всегда свидетельствует об увеличении вероятности хрупкого разрушения. Из практики извест-



но, что резкое возрастание числа отказов деталей машин наблюдается обычно, если ударная вязкость становится ниже $300\div 400$ кДж/м². Например, к низколегированным строительным сталям, применяемым для сварных тяжело нагруженных конструкций при температуре эксплуатации ниже -50°C и выше -65°C , предъявляются следующие требования: 1) a_n при $-70^{\circ}\text{C} \geq 250\div 300$ кДж/м²; 2) a_n при $+20^{\circ}\text{C} \geq 600$ кДж/м².

Следует учитывать, что напряжения, вызывающие разрушение металлов в условиях хладноломкости, могут быть значительно меньше предела прочности и даже предела текучести. Известны случаи разрушения металлоконструкций, кранов, корпусов судов, крупных резервуаров, трубопроводов, рельсовых путей и мостов при напряжениях, составляющих всего 10 – 20% от предела текучести. Разрушение сварных конструкций при низких температурах происходит иногда под действием сварочных напряжений даже при отсутствии рабочих нагрузок. Обычно такие разрушения начинаются в местах острых концентраторов и в зоне сварки. В таких местах хрупкое разрушение возможно даже при комнатной и более высоких температурах.

Оценка пластичности по величине a_n к сожалению не учитывает влияния многих факторов: размеров, формы и напряженного состояния материала конструкций, скорости нагружения, остаточных напряжений, которые существенно уменьшают величину $\ell_{крит}$ и повышают температурный порог охрупчивания. Поэтому при разработке сложных конструкций нередко вынужденно прибегают к натурным испытаниям целых узлов, и по величине разрушающего усилия судят об эффективности принятых конструктивных или технологических решений. Установлено, что даже при постоянной температуре нет однозначной связи между величиной ударной вязкости и чувствительностью материала к трещинам.

В последние годы большое распространение получили статические испытания образцов с надрезом и трещиной для определения вязкости разрушения – сопротивления распространению трещины.

Теоретической базой этих испытаний является линейная механика разрушения, анализирующая распределение напряжений у переднего края трещины, основные концепции которой были разработаны Гриффитсом и Ирвином и в общих чертах обсуждались в предыдущей главе. Согласно их представлениям в изделиях из технических металлов и сплавов трещины содержатся еще до начала нагружения или возникают в результате деформации. В лю-



Механические и физические свойства материалов

бом случае склонность к хрупкому разрушению определяется в первую очередь сопротивлением развитию трещины, а не ее зарождению. Под действием приложенного напряжения трещина раскрывается достаточно медленно, пока не возникнет критическое состояние, которому соответствует начало быстрого (хрупкого) разрушения.

Механика разрушения исходит из того, что источником энергии при распространении трещины служит поле упругих напряжений у ее переднего края. При этом сопротивление у фронта распространения трещины характеризуется константой $K = Y\sigma\sqrt{\ell_{mp}}$, где K – коэффициент интенсивности растягивающих напряжений у переднего края трещины; σ – номинальное растягивающее напряжение вдали от трещины; ℓ_{mp} – длина трещины; Y – коэффициент, зависящий от геометрии образца и трещины.

Величина K является важнейшей характеристикой разрушения металлических материалов, может быть определена экспериментально и в случае реализации плоского деформированного состояния у переднего края распространяющейся трещины обозначается K_{Ic} и называется вязкостью разрушения при плоской деформации.

Методические рекомендации по определению K_{Ic} утверждены Госстандартом РФ в виде ГОСТ25.506-85. Методика этих испытаний достаточно сложна, трудоемка и сводится к регистрации диаграмм нагрузка-деформация специальных образцов испытываемого материала по схеме изгиба или внецентренного растяжения. В обоих случаях образцы имеют прямоугольное сечение с односторонним надрезом, вершина которого заканчивается усталостной трещиной регламентированной длины (рис.4). Методика испытаний дает рекомендации по выбору размеров поперечного сечения образцов, глубины и остроты надреза, глубины усталостной трещины, коэффициента Y в зависимости от вида испытаний и соотношения суммарной глубины надреза и трещины к высоте сечения образца (определяется по специальным таблицам), а также значения условного предела текучести материала при стандартных условиях испытания на растяжение.



Механические и физические свойства материалов

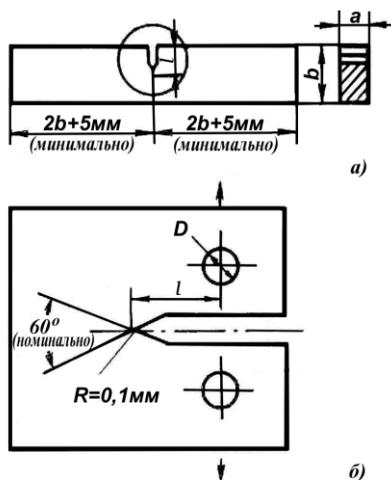


Рис.4. Образцы для испытаний на вязкость разрушение по схеме изгиба (а) и внецентренного растяжения (б)

Найденное в результате испытаний значение коэффициента K оценивают путем проверочного аналитического расчета, который показывает, обеспечивают ли соотношения размеров образца, надреза и трещины условие плоской деформации у вершины трещины и упругонапряженного состояния вдали от нее. Если это условие было выполнено, то полученное значение коэффициента K считается равным $K_{I\sigma}$ а испытание - законченным. В противном случае необходимо изменить размеры образца и

проводить новые испытания.

2. ПРИРОДА МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Сначала ограничимся оценкой сопротивления металлов пластической деформации при однократном нагружении в области низких температур, где влиянием самодиффузии атомов металла в первом приближении можно пренебречь.

Стоит напомнить, что в данном случае оценивается прочность не отдельных атомов, а твердого тела, состоящего из большого числа связанных между собой атомов. Идеальные металлы – кристаллические тела, в которых атомы расположены в строгом и определенном порядке, повторяющемся в трех измерениях. Еще в начале 20 века осуществлена успешная попытка теоретически оценить сопротивление сдвигу металлического монокристалла, исходя из его модуля сдвига G и межатомных расстояний. При этом предполагалось, что металл не имеет дефектов кристаллического строения и все межатомные связи «нагружены» равномерно в плоскости сдвига (рис.5).



Механические и физические свойства материалов

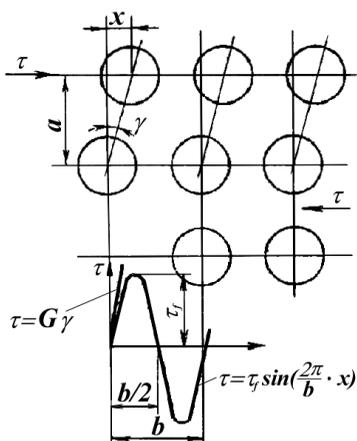


Рис.5. Схема для расчета теоретического сопротивления сдвигу

Сила взаимодействия при сдвиге двух параллельных атомных слоев есть функция с периодом, равным межатомному расстоянию b в направлении сдвига. Она имеет нулевое значение при смещении одного атомного слоя относительно другого на $0,5b$. Пусть сила взаимодействия при сдвиге изменяется по синусоидальному закону, для кристалла с единичной площадью поперечного сечения, она равна

$$\tau = \tau_f \sin\left(\frac{2\pi}{b} x\right),$$

где τ_f – теоретическое

сопротивление сдвигу; x – величина смещения одного слоя атомов относительно другого.

При малых смещениях ($x \rightarrow 0$) справедлив закон Гука

$\tau = G\gamma = G \frac{x}{a}$ и имеет место равенство

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

Следовательно, величина теоретического сопротивления сдвигу равна $\tau_f = \frac{G b}{2\pi a}$, а при $b=a$ – $\tau_f = \frac{G}{2\pi}$.

Минимальный модуль сдвига G кристалла железа при комнатной температуре $0,69 \cdot 10^5$ МПа, тогда теоретическое сопротивление сдвигу такого кристалла $\tau_f = 1,1 \cdot 10^4$ МПа, т.е. в десять тысяч раз больше предела текучести реального монокристалла железа (1МПа).

Столь существенное различие нельзя объяснить упрощениями расчетного плана. Более того, в лабораторных условиях были получены нитевидные кристаллы диаметром порядка 1мкм и длиной несколько миллиметров, прочность при растяжении которых оказалась по порядку величины близкой к теоретической ($1,35 \cdot 10^4$ МПа).



Далее будет показано, что имеющиеся существенные разногласия между теоретическим и экспериментально наблюдаемым сопротивлением сдвигу монокристалла объясняются присутствием в тонкой структуре промышленных металлических материалов высокой плотности дефектов кристаллического строения (ДКС) по сравнению с идеальной атомно-кристаллической структурой.

2.1. Атомно–кристаллическая структура идеального металла

Прочность твердых тел объясняется наличием уравновешенных межатомных сил. Согласно современным представлениям тип межатомных сил определяется распределением электронной плотности и характером энергетического спектра электронов в атомах вещества.

В газообразном состоянии заполнение электронами соответствующих орбиталей отдельного атома происходит в порядке уменьшения энергии связи электронов с ядром атома. Величину энергии электрона данной орбитали характеризуют квантовыми числами.

Главное квантовое число $n = 1, 2, 3...$ определяет энергию связи электрона в зависимости от его расстояния до ядра атома. Наибольшее главное квантовое число электронов данного химического элемента соответствует номеру периода таблицы элементов Д.И.Менделеева.

Орбитальное квантовое число l характеризует энергию электрона в связи с его движением вокруг ядра, оно принимает целочисленные значения от нуля до $(n - 1)$. Электронным орбиталям с орбитальным квантовым числом $l = 0, 1, 2, 3$ даны специальные обозначения s, p, d, f .

Магнитное квантовое число m характеризует магнитное поле, создаваемое электроном при его движении вокруг ядра атома; оно принимает целочисленные значения от $+l$ до $-l$.

Спиновое квантовое число m_s связано с моментом количества движения электрона вокруг собственной оси по или против часовой стрелки; ему приписывают значения $+1/2$ и $-1/2$.

Полностью заполненная s -орбиталь имеет 2 электрона, p -орбиталь – 6, d -орбиталь – 10 и f -орбиталь – 14 электронов. Такие орбитали характеризуются наибольшей энергией связи электронов. Объединение валентных электронов атомов в более устойчивые заполненные орбитали обеспечивает повышение энергии их связи. Различают несколько типов связи атомов в твердых телах, три из них наиболее существенны с точки зрения механической прочности: ионная, ковалентная и металлическая. Взаи-



Механические и физические свойства материалов

действие атомов, следовательно, определяется исходной структурой их электронных орбиталей, которая претерпевает изменения при этом взаимодействии.

Ионная связь характерна для атомов элементов, расположенных далеко друг от друга в периодической таблице элементов; например, натрия и хлора. Валентный электрон натрия почти полностью переходит в структуру внешней электронной оболочки отрицательно заряженного иона хлора. В ионном кристалле каждый электроотрицательный ион окружен ближайшими электроположительными ионами и наоборот. Поэтому такие кристаллы имеют обычно простую кубическую кристаллическую структуру. Химические соединения с ионным типом связи в условиях растяжения и сдвига хрупкие и не способны к пластической деформации.

Ковалентная связь образуется атомами одного элемента или различных элементов, очень похожих по строению электронных валентных оболочек. Этот тип связи обусловлен наличием такого числа общих пар электронов, которое обеспечивает заполнение валентных оболочек до устойчивых состояний. Для sp -орбиталей общее число электронов, участвующих в ковалентной связи, может достигать 2×4 ; для d -орбиталей 2×5 и для f -орбиталей 2×7 .

Характерным примером кристалла с ковалентной связью является углерод в форме алмаза. Для заполнения оболочки атома углерода $2s^2p^2$ необходимо еще 4 электрона, которые он получает при взаимодействии с четырьмя другими атомами углерода. При этом один из s -электронов переходит в p -орбиталь $s^2p^2 - sp^3$ (возбужденное состояние); и все валентные электроны данного атома имеют спин одного направления. Атомы, ближайшие к данному должны иметь валентные электроны с противоположным спином. Этим объясняется направленность ковалентной связи и высокое сопротивление пластической деформации (твердость) алмаза. Приложение значительных по величине усилий сдвига вызывает нарушение направленных ковалентных связей между атомами и хрупкое разрушение кристалла.

Высоким сопротивлением пластической деформации материалов с ионной и ковалентной связью атомов объясняется их высокая чувствительность к концентраторам, трещинам. Вероятнее всего использование таких материалов в виде нитевидных кристаллов или волокон для армирования пластичной основы при создании композиционных материалов. Разрушение отдельных волокон практически не влияет на условия нагружения остальных, так как распространению хрупкой трещины препятствует



Механические и физические свойства материалов

пластичная основа. Подобные материалы уже используются в технике. Композит на основе меди с волокнами вольфрама – для сопел ракет; эпоксидная смола с волокнами бора – для лопастей вертолетов; композиты на основе алюминия со стекловолокном – для топливных элементов атомных реакторов; с волокном графита, бора или сапфира в качестве жаропрочного материала с малым удельным весом.

Металлическая связь характерна для атомов элементов, имеющих на sp -орбиталях 1,2, или 3 электрона. В обычной ковалентной связи они могли бы обобществить эти электроны и построить валентную оболочку до 2×1 , 2×2 или 2×3 электронов, что недостаточно для образования устойчивой восьмиэлектронной s^2p^6 орбитали. В конденсированном (жидком или твердом) состоянии валентные электроны этих элементов частью обобществляются на весь металлический кристалл, а частью локализуются вблизи каждого атома. Наличие коллективизированных электронов приводит к тому, что металлы имеют свойства, коренным образом отличные от свойств ионных и ковалентных кристаллов: высокую электро- и теплопроводность, способность пластически деформироваться без разрушения. Если сдвигающая сила превышает силы взаимодействия атомов, то сдвиг одной части кристалла относительно другой не разрушает их взаимодействия в направлении, перпендикулярном плоскости сдвига. Именно пластичность – свойство изменять размеры и форму, не разрушаясь, отличает металлы от других материалов.

Локализованные валентные электроны стремятся образовать наиболее устойчивые электронные орбитали либо каждого атома, либо группы атомов. Наиболее устойчивы заполненные электронные орбитали s^2 , s^2p^6 , d^{10} , f^{14} . Атомы металлов, у которых локализованные электроны образуют орбитали, наиболее близкие к указанным, взаимодействуют друг с другом в основном за счет коллективизированных электронов: Cu, Ag, Pt и др. При этом атомы располагаются в пространстве так, чтобы обеспечить наибольшую плотность электронов и соответственно наиболее компактную кристаллическую структуру, гранецентрированную кубическую решетку (ГЦК) (рис.6,а) с координационным числом ¹ K12. Структуру ГЦК имеют наиболее электропроводные металлы Cu, Ag; наиболее пластичные Cu, Ni, Pt и др.

Если локализованные электроны отдельного атома образуют

¹ Число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного, называется координационным числом.



Механические и физические свойства материалов

наполовину заполненные орбитали sp^3 , d^5 , f^7 , то наиболее устойчивые электронные орбитали s^2p^6 , d^{10} и f^{14} могут быть созданы при взаимодействии с атомами, имеющими также наполовину заполненные орбитали электронов. В этом случае атомы располагаются так, что ближайшие к ним атомы

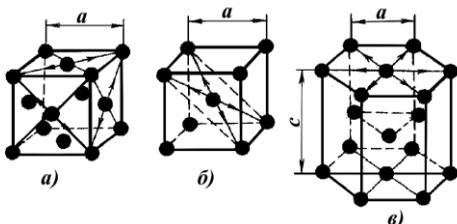


Рис.6. Элементарные кристаллические решетки: ГЦК (а); ОЦК (б); ГПУ (в)

имеют локализованные валентные электроны с противоположным спином. Такому требованию удовлетворяет объемно-центрированная кубическая (ОЦК) структура кристалла (рис.6, б) с координационным числом 8. Кристаллическую структуру ОЦК имеют такие металлы, как Fe_{cr} , Mo , W , Cr , Ti_{β} и др. Для металлов, имеющих ОЦК решетку, характерно кроме связи металлического типа наличие некоторой доли ковалентной связи. Наиболее прочную ковалентную связь имеют элементы VI группы таблицы Менделеева Cr , Mo и W за счет d^5 -орбиталей. Этим объясняется наивысшая температура плавления каждого из указанных элементов в своем периоде, высокий предел текучести, низкая пластичность и хрупкость даже в области повышенных температур. Доля ковалентной связи между атомами элементов справа и слева от этой группы уменьшается и наблюдается переход от структуры ОЦК к гексагональной плотноупакованной (ГПУ) (рис.6, в) со слабой ковалентной связью. Кристаллическую структуру ГПУ имеют Ti_{cr} , Zr_{cr} , Re , Os , а также Be и Mg . Эти элементы сохраняют достаточную пластичность при более низких температурах, чем металлы со структурой ОЦК. Координационное число гексагональной плотноупакованной решетки 12.

Плотность расположения атомов в кристалле зависит от направления. Поэтому кристаллы – анизотропные твердые тела, этим они отличаются от жидких и аморфных твердых тел.

На рис. 6 показаны направления и плоскости наиболее легко сдвига. В кристаллах – это направления наиболее плотной упаковки атомов. Если кристалл ориентирован по отношению к касательному напряжению так, что оно совпадает с плоскостью и направлением легкого сдвига, то требуется приложить наименьшее усилие, чтобы вызвать пластическую деформацию этого кристалла. Сдвиг может произойти и в других плоскостях и направлении



ях, но при больших напряжениях.

2.2. Дефекты кристаллического строения

2.2.1. Точечные дефекты в монокристалле

Взаимное расположение атомов можно представить, многократно повторяя в пространстве элементарные кристаллические решетки, представленные на рис.6. Оценка сопротивления сдвигу такого идеального кристалла выполнена в начале настоящей главы. Реальная структура металла отличается от рассмотренной модели наличием нарушений атомно-кристаллического строения. В кристаллах различают несколько типов таких дефектов. Первым из них рассмотрим точечные (малые в трех измерениях) дефекты кристаллического строения – вакансии, межузельные атомы и атомы примесей (других элементов). Абсолютно чистых веществ в природе нет и атомы инородных элементов (рис.7, а) в том или ином количестве присутствуют в кристаллической решетке любого металла. Вещество, в котором атомы одного элемента находятся в кристаллической решетке другого элемента или соединения, называется твердым раствором.

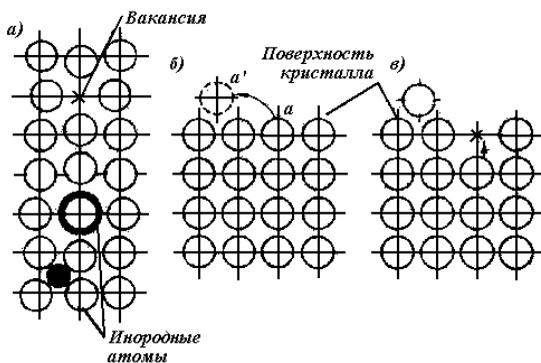


Рис.7. Схема присутствия точечных дефектов в примитивной решетке (а) и их диффузии (б,в)

В твердых растворах замещения атомы растворенного элемента замещают часть атомов растворителя в узлах кристаллической решетки. Такого типа растворы образуются в том случае, когда вещества образуют однотипные

(изоморфные) кристаллические решетки и имеют относительно небольшое различие атомных диаметров; например твердые растворы железа и хрома, никеля, марганца.

В твердых растворах внедрения атомы растворенного элемента находятся в междоузлиях кристаллической решетки растворителя. Такого типа растворы образуются при растворении неметаллов, имеющих малый атомный диаметр, например углерода, азота, водорода, кислорода в железе.



Механические и физические свойства материалов

Вакансии – узлы кристаллической решетки, незанятые атомами (рис.7, а). Атомы, находящиеся в междоузлиях, называют межузельными или дислоцированными.

Устойчивость атомно-кристаллической структуры объясняется тем, что энергия связи атомов ω_0 в кристалле значительно больше средней энергии их тепловых колебаний, которая пропорциональна абсолютной температуре. Мгновенные значения энергии отдельных атомов могут существенно отличаться от средней. Такие отклонения мгновенных значений энергии от средней величины называются термофлуктуациями. Атомы высокой энергии могут преодолеть притяжение ближайших соседних атомов и перейти в другое устойчивое положение, освобождая занимаемые ими ранее места в узлах кристаллической решетки. Очевидно, образование вакансий ускоряется с ростом температуры и облегчается в областях с пониженной энергией связи атомов (например, на поверхности кристаллов, рис.7, б, механизм Шоттки).

Однако присутствие точечных дефектов в металлах оказывает весьма слабое воздействие на их механические свойства при низких температурах и кратковременном нагружении.

Точечные дефекты играют большую роль в диффузии металлов. Наличие незанятых (вакантных) мест облегчает перемещение атомов в кристаллической решетке (рис.7, в). Обозначим энергию образования вакансий – ω_B , а энергию ее перемещения (миграции) – ω_M . Отношение:

$$\frac{\text{число вакансий } N_B}{\text{число всех атомов } N_0},$$

представляющее собой вероятность образования вакансий, можно определить по Больцману

$$P_B = \frac{N_B}{N_0} \approx \exp(-\omega_B / kT).$$

Соответственно вероятность миграции (диффузии) вакансий в кристалле пропорциональна величине

$$P_{B \rightarrow a} \approx \exp(-\omega_M / kT).$$

Переход атома из одного узла в другой занятый узел кристаллической решетки или междоузлие требует значительно большей энергии активации. Представим упрощенно этот переход состоящим из двух статистически независимых случайных событий: образования вакансии и последующей ее миграции. Тогда вероятность перескока атома при отсутствии вакансий в данной



области кристалла пропорциональна

$$P_{a \rightarrow a} = P_B \cdot P_{B \rightarrow a} \approx \exp(-\omega_g / \kappa T) \cdot \exp(\omega_m / \kappa T) = \exp(\omega_o / \kappa T)$$

Величина ω_d зависит от энергии связи атомов в кристалле (ω_o) и составляет 0,5–0,7 этой величины. Таким образом, коэффициент диффузии атомов на несколько порядков меньше коэффициента диффузии вакансий. Например, коэффициент диффузии вакансий в алюминии при 100⁰С равен 10⁻⁸ см²/с, а коэффициент самодиффузии алюминия – 10⁻²⁰ см²/с.

Атомы растворенных элементов, искажая кристаллическую решетку растворителя и изменяя энергию связи атомов в кристалле, могут существенно влиять на скорость диффузных процессов. Так, в твердом растворе Al + 2 % Cu величина коэффициента диффузии Al при 100⁰ С уменьшается на два порядка по сравнению с самодиффузией в чистом алюминии. Замедление диффузионных процессов в твердых растворах легированием существенно изменяет поведение металлов при повышенных температурах. Это – один из основных путей повышения жаропрочности металлов.

2.2.2. Дислокации и прочность монокристалла

Для объяснения существенного отличия сопротивления сдвигу в реальном монокристалле от теоретического вначале было выдвинуто предположение о наличии специфических линейных дефектов строения кристаллических тел – дислокаций, которые позднее были обнаружены экспериментально.



Механические и физические свойства материалов

Наиболее простой и наглядный способ введения дислокации в кристалл - сдвиг, когда он охватил не всю, а лишь часть плоскости скольжения. На рис.8,а изображен этот случай для примитивной кубической решетки, когда в результате незавершенного

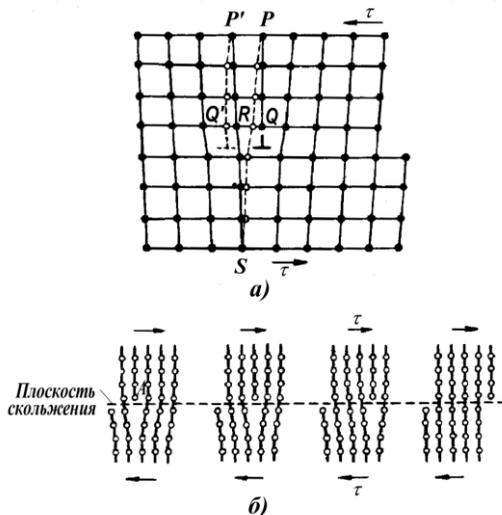


Рис.8. Схема перемещения атомов при движении краевой дислокации на одно межатомное расстояние (а), через весь кристалл (б)

сдвига одна вертикальная атомная плоскость (PQ) в верхней половине кристалла не имеет продолжения ниже плоскости скольжения. Вдоль края этой «лишней», неполной атомной плоскости (экстраплоскости) тянется область с отклонением от правильного расположения атомов с размером в поперечнике от 2-х до 10-и атомных диаметров, которая называется краевой дислокацией. Вдоль края экстраплоскости дислокация имеет макроразмеры соответствующие протяженности границы зоны незавершенного сдвига. Как видно краевая дислокация перпендикулярна вектору сдвига τ .

Существует другой вид линейных несовершенств – винтовая дислокация, которая возникает в кристалле в результате незавершенного сдвига, когда кристалл состоит из атомных плоскостей закрученных в винтовую (геликоидную) лестницу таким образом, что вектор сдвига параллелен линии винтовой дислокации. В действительности реальные кристаллы чаще всего содержат смешанные дислокации, имеющие по отношению к вектору сдвига краевую и винтовую компоненты.

В ненагруженном кристалле вблизи линейных дефектов решетка кристалла искажена. Межатомные силы, действующие справа и слева на дислокацию, взаимно уравновешены. Напряжение τ , приложенное перпендикулярно линии дислокации, вызы-



вает смещение атомных полуплоскостей. При определенной величине напряжения происходит смещение скачком полуплоскости из одного положения в соседнее (рис.8, а). Таким эстафетным путем экстраплоскость как бы перемещается внутри кристалла, а по сути в нем движется дислокация в направлении вектора сдвига τ и по выходе ее на поверхность завершается элементарный акт пластической деформации (рис.8, б). Скорость движения дислокаций изменяется в очень широком диапазоне в зависимости от приложенного напряжения и может достигать скорости звука в металлах. Описанный механизм объясняет появление пластической деформации за счет движения дислокаций под действием касательных напряжений.

Если при одновременном сдвиге верхней части кристалла по отношению к нижней необходимо преодолеть сопротивление межатомных связей между всеми граничными атомами по обе стороны от плоскости скольжения, то при перемещении дислокации в соседнее положение разрываются межатомные связи только тех атомов, которые находятся в области ядра дислокации, вокруг края экстраплоскости. Именно этим и объясняется расхождение на три-четыре порядка теоретического сопротивления сдвигу и предела текучести металлических материалов, содержащих дислокации.

2.2.3. Современные представления об образовании дислокаций и строении границ зерен

Дислокации

Механизм происхождения дислокаций является одним из наименее изученных вопросов теории несовершенств кристаллического строения металлических материалов и, пожалуй, до сих пор находится на стадии рабочих гипотез.

Известно, что в отличие от точечных дефектов дислокации являются термодинамически неравновесными дефектами и их количество не зависит от температуры. Поскольку сразу после кристаллизации металлические моно- и поликристаллы содержат очень большое число дислокации, то большинство возможных механизмов их образования связывают с процессом кристаллизации и охлаждения кристаллов после исчезновения жидкой фазы. Ниже кратко приведены наиболее вероятные из них.

1. Предполагается, что в процессе гетерогенного зарождения кристаллов на поверхности имеющихся в расплаве твердых частицах выходят винтовые дислокации, т.е. имеют вид готовых ступеньки, к которым присоединяются атомы из кристал-



Механические и физические свойства материалов

лизующегося расплава и винтовая дислокация как бы "прорастает" в образующийся кристалл.

2. Другой причиной считают возникновение напряжений на границе растущего кристалла и подложки при кристаллизации - ориентированном нарастании (эпитаксии) из-за небольшого несоответствия их решеток. Для компенсации такого несоответствия возникают дислокации несоответствия (структурные или эпитаксиальные), которые делают энергетически более выгодной сопряжение решеток готового центра кристаллизации и растущего кристалла.

3. Из-за сегрегации примесей у фронта кристаллизации образуются смежные слои, отличающиеся межатомными расстояниями. Аналогично рассмотренному выше при определенной разнице в межатомных расстояниях соседних слоев появление упругих напряжений создает энергетические предпосылки к организации сопряжения решеток с участием структурных дислокаций.

4. Обнаружено, что кристаллиты (зерна) имеют мозаичную субструктуру и состоят из субзерен (блоков), разориентированных на малые углы (от минут до нескольких градусов). Считают, что формирование мозаичной субструктуры вызвано изгибом "нежных" ветвей дендритов при кристаллизации из-за конвекционных потоков, градиента температур и столкновения соседних ветвей. При срастании слегка разориентированных ветвей одного дендрита на границе возникают дислокации, которые выстраиваются в стенку и представляет собой малоугловую границу блока.

5. Еще одним механизмом возникновения дислокаций предполагают вакансионный, который вероятно реализуется при ускоренном охлаждении отливки, когда фиксируется значительное пересыщение кристалла вакансиями. Избыточные вакансии конденсируются в дискообразные образования с последующим их сплющиванием (захлопыванием диска вакансий) под действием сил межатомного притяжения. В результате, например в ГЦК кристалле, образуется дефект упаковки, ограниченный сидячей дислокацией (дислокация Франка).

6. При охлаждении металла за счет термических напряжений и анизотропии коэффициента термического расширения соседних зерен, разориентированных на большие углы (десятки градусов), могут зарождаться дислокационные петли (около включений, трещин, границ двойников и др.). Расчет показывает, что этот процесс возможен при концентрации напряжений в от-



дельных участках кристаллов до величин порядка $G/30$. Благодаря зарождению дислокаций происходит релаксация (разрядка) напряжений.

Границы зерен и субзерен (блоков)

Границей зерен и субзерен (из которых состоят зерна) называют поверхностный двумерный дефект кристаллического строения локализующийся между ними. По обе стороны границы кристаллические решетки различаются пространственной ориентацией. В случае если ось разворота одного зерна относительно другого лежит в плоскости границы ее называют границей наклона, а перпендикулярность оси вращения плоскости границы свидетельствует о том, что мы имеем дело с границей кручения. Чаще всего встречаются смешанные границы, имеющие элементы наклона и кручения.

Границы с разориентацией соседних зерен менее 10° относят к малоугловым, а с большей разориентацией - к высокоугловым. Соседние субзерна внутри одного зерна обычно разориентированы не более 1° , поэтому границы блоков всегда малоугловые. Малоугловые границы образованы системами дислокаций. Простейшим примером такой границы является симметричная граница наклона изображенная на рис.9, состоящая из краевых дислокаций, выстроенных в дислокационную стенку. При малом угле разориентации блоков θ расстояние D между дислокациями с вектором Бюргерса \bar{b} определяется соотношением:

$$D = \frac{\bar{b}}{\theta}$$

Указанное соотношение свидетельствует об уменьшении расстояния между дислокациями в стенке при увеличении угла разориентации блоков. При углах близких к 10° эта дислокационная модель неприменима, т.к. при высокой плотности ядра дислокации сливаются, и они теряют свою индивидуальность.



Механические и физические свойства материалов

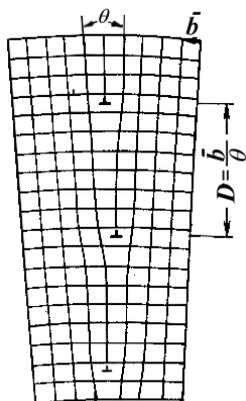


Рис.9. Симметричная малоугловая граница наклона

Если дислокационная стенка состоит из краевых дислокаций одного знака с параллельными векторами Бюргерса и плоскостями скольжения, то она может легко перемещаться путем коллективного движения всех дислокаций. Однако в общем случае упомянутый вариант маловероятен и тогда миграция границы может происходить диффузионным путем за счет реползания дислокаций.

Энергетически выгодно выстраивание дислокаций в стенке, приводящее к разделению зерна на субзерна-полигоны. Этот процесс наблюдается в холоднореформированном металле при дорекристаллизационном

отжиге и получил название полигонизации.

Высокоугловые границы обнаружены задолго до малоугловых в самых ранних металлографических работах. Это границы зерен, выросших из разных центров при кристаллизации и фазовых превращениях в твердом состоянии.

Атомная модель высокоугловых границ с момента их обнаружения неоднократно трансформировалась в процессе совершенствования прямых методов их исследования и появления новых идей относительно их строения.

В начале столетия существовала идея о присутствии на границах зерен аморфной прослойки обеспечивающей сопряжение решеток и силу сцепления соседних кристаллов.

В 1929 г. Харгивс и Хилл предложили модель переходной решетки, согласно которой на границах зерен существует слой толщиной 1-2 атомных диаметра с промежуточным (компромиссным) расположением атомов, компенсирующим разориентировку решеток соседних зерен.

Позднее (в 1948 г.) Мотт развил эту идею и в результате родилась островковая модель, основанная на представлениях о наличии на границе зерен островков "хорошего" и "плохого" сопряжения решеток пограничных кристаллов. Хотя в первоначальном виде эту модель уже не используют, но общую идею о чередовании в структуре границ областей хорошего и плохого сопряжения широко применяют в большинстве современных моделей высокоугловых границ.



Механические и физические свойства материалов

В развитие островковой модели Кронберг и Вильсон ввели понятие о существовании особых (специальных) границ, содержащих узлы совпадения, которые образуют свою трехмерную "сверхрешетку" - решетку совпадения. Была предложена количественная характеристика степени совпадения решеток соседних зерен - плотность узлов совпадения. Очевидно, с ростом этого параметра структура границы совершенствуется и соответственно снижается ее энергия.

Глейтер и Чалмерс в 1971 г. предложили усовершенствованную модель строения границ, предусматривающую наличие в ней периодически повторяющихся одинаковых сегментов, являющихся "единицей повторяемости" двумерной периодической структуры. По аналогии с моделью Мотта было введено понятие сегмента повторяемости.

Модель границ Глейтера-Чалмерса дополнилась в последующие годы сведениями о существовании в составе границ особых зернограницных дислокаций (ЗГД), являющихся неотъемлемым элементом их структуры и обеспечивающих минимум энергии границы при сопряжении сегментов повторяемости разной длины.

В таком виде модель границ Глейтера-Чалмерса применяется в настоящее время и удовлетворительно описывает такие наблюдаемые явления в поликристаллических телах, как: передача от зерна к зерну пластической деформации; зернограницное проскальзывание; диффузию и миграцию высокоугловых границ при рекристаллизации и разнообразных фазовых превращениях в твердом состоянии.

2.3. Способы торможения дислокаций в монокристалле

Скользят дислокации всегда тормозятся, часто вплоть до остановки, под действием разнообразных факторов. Изучение этих факторов представляет исключительно большой интерес, т.к. с торможением дислокации прямо связаны важнейшие механические свойства и, прежде всего, прочность металла. Даже в кристалле, свободном от других факторов, скольжению дислокаций препятствуют силы "трения", обусловленные периодическим полем решетки. На скользящую дислокацию оказывают тормозящее действие другие дислокации, точечные дефекты, границы зерен и субзерен, частицы инородных фаз и т.д.

Рассмотрим более подробно торможение движущихся дислокаций перечисленными факторами, поскольку использование последних лежит в основе современных упрочняющих техноло-



гий.

2.3.1. Сила Пайерлса и твердорастворный механизм упрочнения

В отсутствие других дефектов при движении дислокации в кристалле последней оказывают сопротивление периодически изменяющиеся межатомные силы, возникающие из-за смещения атомов в плоскости скольжения дислокации. Эти силы получили название сил Пайерлса-Набарро и поскольку они определяются свойствами решетки, то их ассоциируют с силами "трения" в кристаллической решетке.

Оценку величины минимального касательного напряжения, необходимого для скольжения дислокации в совершенном кристалле Пайерлс и Набарро проводили исходя из синусоидального закона изменения сил взаимодействия соседних, сдвигаемых по отношению друг к другу, атомных плоскостей. В результате было показано, что величина этого напряжения зависит от модуля упругости при сдвиге, коэффициента Пуассона, расстояния между соседними атомными плоскостями, в которых происходит скольжение и межатомного расстояния в направлении скольжения.

Теория предсказывает, что в кристалле, свободном от других дефектов, дислокация может скользить при весьма малых величинах напряжения Пайерлса, а при наличии у дислокации перегибов, когда одна дислокация расположена в соседних канавках потенциального рельефа, движение перегибов возможно при еще меньших напряжениях.

Критическое касательное напряжение, обусловленное "трением" в решетке, очень трудно не только рассчитать, но и экспериментально определить, т.к. действительный предел текучести зависит не только от силы Пайерлса, но и от других факторов, значительно больше препятствующих скольжению дислокации (приближенная оценка теоретического и реального критического напряжения сдвига приводилось в начале данной главы).

В частности присутствие в решетке случайных или сопутствующих примесей, а также легирующих элементов, образующих твердые растворы замещения или внедрения вносит существенные искажения в кристаллическую решетку металла-растворителя, которые также оказывают сопротивление движению дислокаций в нем под действие внешних сил.

Этот эффект, получивший название твердорастворного упрочнения по величине зачастую значительно превосходит силы естественного "трения" в решетке, лишенной каких либо де-



фектов.

2.3.2. Торможение дислокаций при их упругом взаимодействии и пересечении с другими дислокациями

Часто при движении в одной или нескольких плоскостях скольжения дислокации создают у препятствий плоские (рис.10, а) или пространственные скопления, часто называемые лесом дислокаций. При сближении с дислокациями леса скользящая дислокация упруго взаимодействует с ними, выгибается сама в зоне точек возможного пересечения и выгибает эти дислокации. В случае если дислокация была растянута (расщеплена на две частичные), то перед моментом пересечения возникают перетяжки дефектов упаковки для чего также требуется повышенное напряжение (рис.10, б)

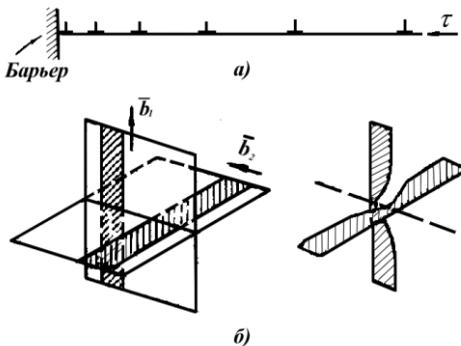


Рис.10. Нагромождение единичных дислокаций у барьера (а), пересечение растянутых дислокаций (б)

Сильное тормозящее действие оказывают пороги на винтовых дислокациях, образующиеся в большом количестве при пересечении дислокаций леса. Протаскивание таких порогов за дислокацией, связанное с затратами энергии на образовании точечных дефектов, что также требует повышенно-

го напряжения.

Растянутые пороги на краевых дислокациях должны очень эффективно тормозить дислокации, поскольку для скольжения их вместе с дислокацией необходимо дополнительное напряжение для их стягивания, чтобы появилось возможность их скольжения (рис.10, б).

В ГЦК кристаллах при встречном движении растянутых дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения образуются сидячие дислокации Ломер–Коттрелла, привязанные к линии пересечения плоскостей. Такие дислокации являются барьером для других дислокаций в результате чего около барьера Ломер–Коттрелла возникает скопление, нагромождение дис-



Механические и физические свойства материалов

локаций. Скопления полями своих упругих напряжений могут подавить генерирование новых дислокаций (например, источником Франка–Рида).

Таким образом, по мере развития пластической деформации все свободные и вновь образовавшиеся дислокации оказываются запертыми у барьеров, а источники генерации дислокаций перестают действовать под влиянием упругих напряжений возникших скоплений дислокаций. Эти явления считаются одними из основных причин деформационного упрочнения (наклепа).

Теоретический анализ и экспериментальные данные с использованием различных моделей торможения дислокаций показывают, что напряжение течения растет пропорционально корню квадратному из общей плотности дислокаций.

2.3.3. Торможение дислокаций границами зерен и субзерен

Высокоугловая граница разделяет соседние зерна металла или сплава, разориентированные на углы порядка несколько десятков градусов, из чего следует, что этот тип границ - весьма эффективный барьер для дислокаций, поскольку при переходе через границу существенно изменяется ориентировка скольжения. При переходе границы между зернами, движущейся дислокации необходимо преодолеть область неупорядоченного расположения атомов и вызвать сильное нарушение упаковки атомов в произвольно ориентированной решетке соседнего зерна.

Расчет показывает, что для этого случая потребовалось бы напряжение, близкое по порядку величины к теоретическому сопротивлению сдвига идеальной решетки.

В реальной ситуации, скользящие дислокации, дойдя до межзеренной границы, останавливаются, образуя скопления (см. рис.10, а). Напряжения от этих нагромождений в одном зерне упруго распространяются через границу и могут привести в действие источники Франка-Рида в соседнем зерне. Таким эстафетным путем пластическая деформация передается через границу.

Двойниковая граница аналогично межзеренной из-за различия в ориентировке плоскостей скольжения по обе стороны от нее является эффективным барьером для дислокаций.

Границы блоков, как дислокационные барьеры, значительно менее эффективны, чем межзеренные границы. Ориентировка решетки при переходе через субзеренную границу изменяется слабо, однако, более слабое тормозящее действию малоугловых границ имеет и свои преимущества, поскольку этот вид препятствий является полупроницаемым барьером, который в опреде-



ленный момент способен пропустить дислокации в соседний блок, не создавая при этом опасной концентрации напряжений в результате скопления большого числа дислокации и опасности зарождения микротрещин, являющихся предвестником разрушения.

Такой механизм зарождения трещин на межзеренных границах, носящий название Стро-Мотта, был подтвержден экспериментально при испытаниях некоторых материалов.

2.3.4. Дисперсионный механизм упрочнения

Граница между разными фазами может стать эффективным барьером для скользящих дислокаций, поскольку при переходе через межфазовую границу изменяется не только ориентировка, но и тип решетки. В промышленных сплавах вторая фаза чаще распределена в виде дисперсных частиц внутри основной фазы. Такова морфология фаз в сталях после отпуска и в стареющих сплавах после распада пересыщенного твердого раствора. В таких сплавах действуют разные по своей природе факторы, вызывающие торможение дислокаций.

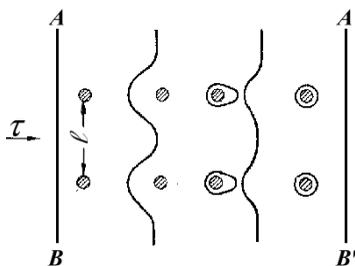


Рис.11. Схема торможения дислокаций дисперсными частицами

Первый из них, известный под названием "механизм Орована", рассматривает случай, когда расстояние между частицами достаточно велико и под действием внешнего касательного напряжения дислокация выгибается и проходит между частицами оставляя вокруг них дислокационные петли (рис.11).

Каждая новая дислокация, проходя между частицами, оставляет вокруг каждой из них кольцо. Ожерелья из взаимно отталкивающихся колец вокруг дисперсных частиц создают поля упругих напряжений, затрудняющих проталкивание новых дислокаций между частицами. Деформационное упрочнение стареющих сплавов в значительной степени обусловлено этим механизмом обхода дислокациями частиц второй фазы.

Из других механизмов обхода дислокациями частиц второй фазы следует отметить локальное поперечное скольжение, а при повышенных температурах и длительных нагрузках – обход переползанием дислокаций (обычно наблюдается при испытаниях



Механические и физические свойства материалов

на длительную прочность при повышенных температурах).

Локальное поперечное скольжение начинается с того, как скользящая краевая дислокация, выгибаясь между частицами второй фазы, образует винтовые сегменты, которые способны совершать двойное поперечное скольжение, переходя в новую плоскость скольжения для обхода частицы, а затем снова возвращаясь в плоскость параллельную исходной (рис.12).

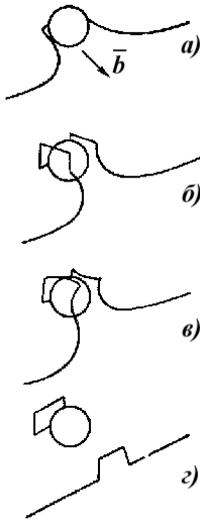


Рис.12. Схема обхода дисперсной частицы двойным поперечным скольжением

В конечном итоге дислокация обходит частицу, оставляя позади призматическую петлю и соответственно двойную ступеньку на линии дислокации.

С уменьшением расстояния между частицами возрастает напряжение необходимое для проталкивания дислокаций между ними и может наступить такой момент, когда более лёгким путём оказывается прохождение дислокаций через тело частиц, т.е. их перерезание (рис.13).

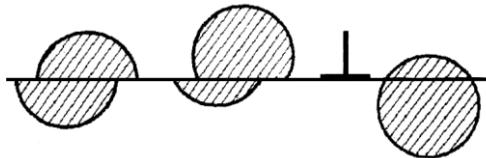


Рис.13. Схема перерезания дислокацией дисперсной частицы

Энергия движущейся дислокации при механизме перерезания частиц расходуется на: создание нарушения упаковки атомов частицы при вхождении в неё дислокации с иным вектором Бюргерса; сдвиг частицы в плоскости скольжения, а также на создание новой, более протяжённой высокоэнергетической поверхности раздела при сдвиге частицы. Кроме перечисленных причин торможения дислокаций при перерезании частиц второй фазы существенный вклад вносит взаимодействие собственного поля напряжений дислокации с полями упругих напряжений, возникающих вокруг частиц, за счёт разницы в удельных объёмах или коэффициентах термического расширения частицы и матрицы, из которой она выделилась.

2.3.5. Торможение дислокаций атмосферами атомов приме-



сей и легирующих элементов

Атмосферы Коттрелла, Сузуки и Снука

В атмосфере Коттрелла атомы примеси или легирующего элемента привязаны к дислокации силами упругого взаимодействия. Скользящая дислокация стремится увлечь за собой атмосферу Коттрелла, которая в отличие от дислокации может перемещаться диффузионным путём. Поэтому о движении атмосферы совместно с дислокацией можно говорить только при высоких температурах и очень малых скоростях скольжения, например в условиях ползучести. При повышенных скоростях деформирования или невысоких температурах атмосферы не могут успеть за дислокациями и тормозят их. При условии достижения достаточного уровня напряжений дислокация может оторваться от своей атмосферы. Такое закрепление дислокаций атмосферами Коттрелла вносит большой вклад в упрочнение металла примесями и малыми добавками легирующих элементов (10^{-2} - 10^{-3} %). С ростом температуры испытания термические флуктуации способствуют освобождению дислокации от атмосферы Коттрелла, а роль её в упрочнении снижается.

Связь атмосферы Сузуки с растянутой дислокацией, а точнее с дефектом упаковки, располагающимся между её частичными дислокациями в отличие от Коттрелловской достигается при гораздо больших концентрациях легирующего элемента (целые проценты), в связи с большой площадью дефекта упаковки. По этой причине Коттрелловское торможение наблюдается при малых, а действие атмосфер Сузуки при больших концентрациях элементов. Термические флуктуации не в состоянии разблокировать дислокацию от атмосферы Сузуки и роль блокировки ими дислокаций должна проявляться при высокотемпературном деформировании.

Тормозящую роль атмосфер Снука связывают с нарушением упорядоченного расположения атомов внедрения в ядре дислокации при её движении, что приводит к повышению свободной энергии кристалла. Эффект Снука проявляется в твердых растворах внедрения с упорядоченным расположением атомов внедрения в области ядра дислокации в поле её упругих напряжений.

2.3.6. Роль порядка в упрочнении твердых растворов

Твёрдый раствор с ближним порядком характеризуется минимумом свободной энергии. Прохождение дислокации нарушает ближний порядок в плоскости скольжения, повышая здесь энергию. Поскольку первые дислокации полностью нарушают ближ-



Механические и физические свойства материалов

ний порядок в своей плоскости скольжения, то последующие скользят как в полностью неупорядоченном твердом растворе. Таким образом, ближний порядок вносит существенный вклад в величину предела текучести.

В растворах с дальним порядком, торможение дислокации возникает из-за увеличения протяженности границ антифазных доменов. На рис.14 хорошо видно, как сдвиг верхней части кристалла по отношению к нижней в результате движения дислокации образовал дополнительную поверхность, на которой встречаются атомы одного сорта, что повышает энергию кристалла.

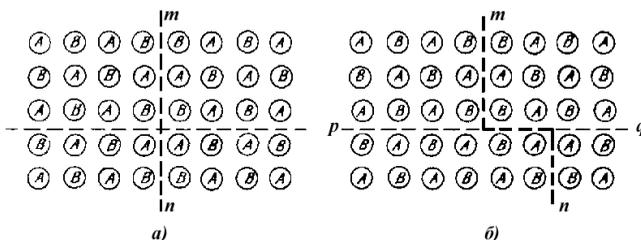


Рис.14. Увеличение протяженности антифазных доменов в растворе с дальним порядком. Граница до сдвига (а) и после (б)

В растворах с дальним порядком, вызванный таким повышением энергии вклад в упрочнение оказывается значительным только в сплавах с очень малыми размерами антифазных доменов.

3. Деформирование и разрушение металлических материалов при статическом однократном нагружении

3.1 Упругая деформация

Рассмотрим более подробно физические явления, протекающие в металлических материалах в процессе деформирования и разрушения под действием однократного статического нагружения.



Под действием приложенных к телу внешних сил (нагрузок) происходит деформация - изменение формы и размеров тела. На

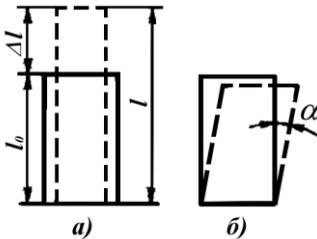


Рис.15. Схема упругой деформации при одноосном растяжении (а) и сдвиге (б)

рис.15 показаны два простейших случая деформации: одноосное растяжение и сдвиг. Количественной характеристикой деформации при растяжении является относительное удлинение $\varepsilon = (l - l_0) / l_0$, где l_0 и l - длина образца до и после деформации. Количественной характеристикой деформации при сдвиге является относительный сдвиг $\gamma = \text{tg}\alpha$.

Под действием приложенных внешних сил в теле возникают внутренние силы, оказывающие сопротивление деформации. Мемой этих внутренних сил является напряжение - внутренняя сила, приходящаяся на единицу площади данного сечения тела.

Единица механического напряжения - паскаль ($1\text{Па} = 1\text{ Н/м}^2$). Так как паскаль - это очень малое напряжение, то для измерения реальных напряжений в изделиях используют единицы, кратные паскалю: мегапаскаль ($1\text{МПа} = 10^6\text{ Па}$) и гигапаскаль ($1\text{ГПа} = 10^9\text{ Па}$). В практическом металловедении пока сохраняется и не рекомендуемая стандартами единица напряжения кгс/мм^2 ($1\text{кгс/мм}^2 = 9,8\text{МПа} \approx 10\text{МПа}$). Силу, действующую на единицу площади выбранного сечения, можно разложить на составляющую, нормальную к сечению, и составляющую, лежащую в плоскости этого сечения. Соответственно, различают нормальные σ и касательные τ напряжения.

При приложении к твердому телу механической нагрузки вначале всегда происходит упругая деформация, под которой понимают обратимые изменения формы и размеров, исчезающие после снятия нагрузки. Согласно закону Гука упругая деформация линейно связана с напряжением. Для продольного растяжения или сжатия стержня закон Гука имеет следующий вид:

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

где E - модуль Юнга (модуль нормальной упругости). Величина модуля Юнга при растяжении и сжатии одна и та же. При упругой деформации сдвига:

$$\tau = G \cdot \gamma,$$

где G - модуль сдвига. Так как ε и γ - безразмерные вели-



Механические и физические свойства материалов

чины, то E и G имеют размерность напряжения.

Упругая деформация на атомном уровне состоит в обратимом изменении расстояния между соседними атомами под действием приложенной к телу нагрузки. Например, расстояние между атомами вдоль оси приложения нагрузки возрастает, а после снятия нагрузки межатомные силы возвращают атомы в исходное положение. Модули упругости E и G характеризуют сопротивляемость материала упругой деформации: чем больше модуль упругости, тем меньше деформация при заданной нагрузке (см. вышеприведенные формулы).

Из изложенного следует, что модули упругости возрастают с увеличением сил межатомной связи, препятствующих смещениям атомов из положений равновесия. Отсюда понятна определенная корреляция между модулем упругости и температурой плавления металлов с кубической решеткой. Обе эти характеристики возрастают с увеличением энергии межатомной связи:

Металл	<i>Pb</i>	<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>
$T_{пл}$, °C	327	660	1083	1539	2625	3410
E , ГПа	16	70	130	210	325	400

В кристалле разные кристаллографические направления различаются межатомными расстояниями, и модули упругости зависят от направления, т. е. в отношении упругих характеристик кристалл анизотропен. В поликристаллическом металле с хаотичной ориентировкой кристаллов «сильные» направления одних кристаллов совпадают со «слабыми» других, и упругие константы статистически усредняются по всем направлениям: в макромасштабе такой поликристалл изотропен. Например, у монокристаллов α -железа $E_{max}=290$ ГПа (направление $\langle 111 \rangle$) и $E_{min}=132$ ГПа (направление $\langle 100 \rangle$), а у поликристаллических железа в любом направлении $E=210$ ГПа.

Модули упругости - структурно малочувствительные свойства. Они практически не зависят от размера зерна, дисперсности второй фазы и плотности дислокаций. У разных промышленных сплавов на одной основе модули упругости различаются обычно не более чем на 10%. Так, например, у технически чистого алюминия $E=70$ ГПа, а у алюминиевого сплава дуралюмина марки Д16, подвергнутого термической обработке на максимальную прочность, $E=72$ ГПа. Сильно различающиеся по химическому составу и прочности многочисленные углеродистые и легированные стали имеют модуль Юнга в узком диапазоне (196÷224 ГПа).

Жесткость конструкции тем выше, чем больше модуль упру-



Механические и физические свойства материалов

гости. Учитывая, что модуль упругости определяется в первую очередь металлом — основой сплава, при необходимости существенно увеличить жесткость конструкции следует переходить к сплавам на другой основе, например, от алюминиевых сплавов к титановым или к сталям (модули Юнга, соответственно, около 70, 110 и 220 ГПа).

В металлах упругая деформация распространяется со скоростью 1÷5 км/с и для большинства практических задач можно принять, что она проходит мгновенно.

3.2. Холодная пластическая деформация

Под пластической деформацией понимают необратимые изменения формы и размеров тела, остающиеся после снятия нагрузки.

Способность тела к пластической деформации - пластичность - фундаментальное свойство металлических материалов. Благодаря пластичности из металлов можно изготавливать ковкой, прокаткой и другими методами обработки давлением изделия различной формы. Способность к пластической деформации, хотя бы и небольшой, определяет работоспособность деталей машин и конструкций из металлических сплавов, особенно при действии ударных нагрузок, при которых очень прочные и твердые, но хрупкие неорганические материалы, такие как керамика и стекло, разрушаются.

В зависимости от температуры и скорости деформирования, типа кристаллической решетки и других факторов преобладают те или иные механизмы пластической деформации. Ниже будут рассмотрены только механизмы холодной деформации, протекающей при температурах ниже $(0,25.. 0,3) T_{пл}$, где $T_{пл}$ - температура плавления по шкале Кельвина.

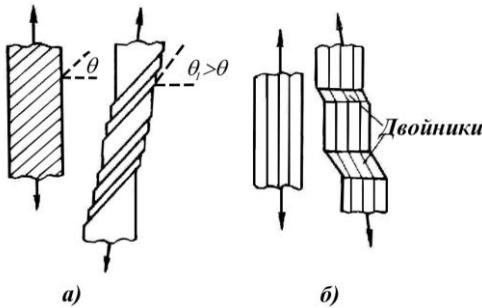


Рис.16. Схема пластической деформации скольжением (а) и двойникованием (б)

Пластическая деформация является результатом необратимых коллективных смещений атомов. В кристаллах эти смещения атомов происходят путем движения дислокаций, что является атомным механизмом пластической деформации. Движение дислокаций может вызывать макропластиче-

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

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

3.2.1. Деформация скольжением

Главный механизм холодной пластической деформации - внутризеренное дислокационное скольжение, которое на атомном уровне уже было рассмотрено.

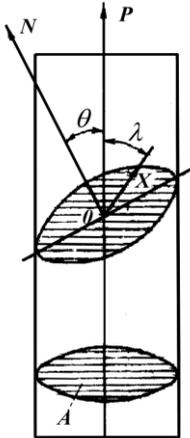


Рис.17. Схема к определению приведенного напряжения сдвига

Скольжение происходит по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям, которые, как правило, являются плоскостями и направлениями плотнейшей упаковки.

В ГЦК решетке скольжение идет по плоскостям $\{111\}$ вдоль направлений $\langle 110 \rangle$. Совокупность плоскости и направления скольжения в этой плоскости называют системой скольжения. В ГЦК решетке четыре семейства по-разному ориентированных в пространстве плоскостей $\{111\}$ - это плоскости (111) , $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(11\bar{1})$ и $(\bar{1}1\bar{1})$. В каждом таком семействе плоскостей имеется по три направления типа $\langle 110 \rangle$. Например, в плоскости (111) находятся направления $[101]$, $[011]$ и $[0\bar{1}1]$. Итого в ГЦК решетке $4 \times 3 = 12$ систем скольжения.

У металлов с ОЦК решеткой скольжение может проходить по плоскостям $\{110\}$, $\{211\}$ и $\{321\}$ в направлениях типа $\langle 111 \rangle$. Следовательно, у металлов с ОЦК решеткой общее число возможных систем скольжения намного больше, чем у металлов с ГЦК решеткой.

Скольжение проходит под действием касательного напряжения, действующего в плоскости и в направлении, принадлежащих определенной системе скольжения. Приложенная растягивающая нагрузка в общем случае находится под произвольными углами к плоскости и направлению преимущественного скольжения. На рис. 17 θ - это угол между осью растяжения монокристалла и нормалью ON к плоскости скольжения, λ - угол между этой осью и направлением скольжения OX . Составляющая приложенной к монокристаллу растягивающей силы P в направлении скольжения равна $P \cdot \cos \lambda$, а площадь скольжения равна $A / \cos \theta$, где A - площадь поперечного сечения монокристалла, перпендикулярная оси растяжения. Отсюда, так называемое, приведенное напряжение сдвига, действующее в плоскости скольжения в направлении скольжения:

$$\tau = \frac{P \cos \lambda}{A / \cos \theta} = \sigma \cos \theta \cos \lambda,$$

где σ - растягивающее напряжение, равное P/A .



При заданном растягивающем напряжении σ от внешней нагрузки величина приведенного напряжения сдвига τ зависит от ориентации системы скольжения по отношению к растягивающей силе. Характеристикой этой ориентации является фактор Шмида $\cos\theta \cos\lambda$. Максимальное значение (0,5) фактор Шмида имеет в том случае, когда плоскость и направление скольжения расположены под углом 45° к оси растяжения, т.е. $\lambda = \theta = 45^\circ$. Следовательно, при заданном растягивающем напряжении σ приведенное напряжение сдвига τ максимально в плоскостях скольжения, расположенных под углом 45° к оси растяжения.

Система скольжения в данном металле характеризуется величиной минимального касательного напряжения, которое необходимо для начала скольжения. Это критическое напряжение сдвига τ_0 не зависит от ориентации плоскости скольжения по отношению к приложенной нагрузке. Так, например, у меди чистой 99,999% все системы скольжения $\{111\} \langle 110 \rangle$, т. е. (111) [101], (111) [011] и т. п., характеризуются $\tau_0 = 0,35$ МПа. У меди чистотой 99,98 % $\tau_0 = 1$ МПа. Видно, что величина τ_0 очень сильно зависит от чистоты металла. У железа чистотой 99,96% системы скольжения $\{110\} \langle 111 \rangle$ характеризуются $\tau_0 = 15$ МПа. При примерно одинаковой чистоте железо по сравнению с медью требует более высокого касательного напряжения для начала деформации скольжения при 20°C . Критическое напряжение сдвига является одной из фундаментальных характеристик металла.

Растягивающее напряжение σ_0 , которое необходимо достичь для начала пластической деформации монокристалла, зависит от величины τ_0 и от ориентации плоскости и направления скольжения, т. е. от фактора Шмида: $\sigma_0 = \tau_0 / (\cos\theta \cos\lambda)$. При приложении нагрузки к монокристаллу сдвиги начинаются в наиболее благоприятно ориентированных плоскостях скольжения (с максимальным фактором Шмида) и затем, по мере увеличения нагрузки, они охватывают все большее число систем скольжения.

При приложении нагрузки к поликристаллическому образцу, состоящему из зерен с разной пространственной кристаллографической ориентировкой, скольжение вначале развивается в отдельных наиболее благоприятно ориентированных зернах, у которых фактор Шмида максимален и приведенное напряжение сдвига раньше достигает критического значения τ_0 . Затем по мере увеличения растягивающего напряжения σ в действие вступают менее благоприятно ориентированные системы скольжения в тех же зернах, и, параллельно этому, скольжение охватывает все но-



вые и новые зерна, в потенциальных плоскостях скольжения которых достигается τ_0 .

Кроме указанного (как уже упоминалось в главе 2) происходит эстафетная передача скольжения от зерна к зерну. Скользящие дислокации не могут перейти в соседнее зерно, имеющее иную ориентировку плоскостей скольжения. Остановившись у границы, как у барьера, дислокации образуют скопление, поле упругих напряжений от которого распространяется через границу в соседнее зерно, где может заставить работать имеющийся в этом зерне дислокационный источник.

3.2.2. Деформационное упрочнение

Если скольжение в данной системе начинается при достижении приведенным напряжением сдвига в ней критической величины τ_0 , то продолжение деформации требует непрерывного повышения приведенного напряжения сдвига, т.е. деформация сопровождается непрерывным упрочнением. Такое деформационное упрочнение или наклеп является фундаментальной особенностью холодной пластической деформации.

На кривой деформационного упрочнения (диаграмме деформации), представляющей собой, например, зависимость напряжения растяжения σ от степени деформации ε при удлинении) монокристалла с ГЦК решеткой выделяются три стадии. Начальный участок соответствует области столь малой упругой деформации, что на реальных диаграммах он может совпадать с осью ординат. На I стадии с очень слабым деформационным упрочнением происходит, так называемое, легкое (или единичное) скольжение дислокаций в одной системе скольжения с максимальным фактором Шмида. На этой стадии дислокации, не встречая препятствий, легко выходят на поверхность кристалла.

На стадии II в действие вступают менее благоприятно ориентированные системы скольжения. Множественное скольжение в пересекающихся плоскостях приводит к образованию дислокационных барьеров, тормозящих скольжение дислокаций в своих плоскостях, и, соответственно, к сильному деформационному упрочнению.

На стадии III коэффициент деформационного упрочнения ($d\sigma/d\varepsilon$) с ростом степени деформации уменьшается, деформационное упрочнение затухает. Это объясняется тем, что приведенные напряжения становятся достаточными, чтобы винтовые дислокации, остановленные у барьеров, смогли совершать поперечное скольжение и обходить эти барьеры. Уменьшение коэффици-



ента деформационного упрочнения в результате развития поперечного скольжения дислокаций во время пластической деформации называется динамическим возвратом.

Кривые деформационного упрочнения монокристаллов с другими типами кристаллических решеток, а также поликристаллических металлов имеют свои особенности и отличаются от вышеописанного продолжительностью I, II и III стадии и соответствующей им величиной коэффициента деформационного упрочнения.

Так, например, в поликристаллах стадии легкого скольжения не наблюдается, так как с самого начала скользящие дислокации останавливаются границами зерен, развивается множественное скольжение, образование дислокационных барьеров и поперечное скольжение дислокаций. В результате большая часть деформации поликристаллических металлов соответствует III стадии.

Часто пластическую деформацию изучают микроскопическим анализом полированных образцов, на которых в результате выхода дислокаций на поверхность появляются особые "линии" или "полосы скольжения" (см. фото на обложке).

Анализируя форму, расположение линий скольжения и расстояние между ними можно составить представление о картине и величине пластической деформации. Так, например, I стадии деформации соответствуют тонкие, длинные линии скольжения (до 1 мм), параллельные друг другу. На следующей (II-ой) стадии вследствие множественного скольжения дислокаций в других системах эти линии искривляются и на них появляются характерные "полосы сброса". При дальнейшем увеличении степени деформации картина претерпевает еще некоторые изменения. В частности, наблюдается фрагментация полос скольжения, появление волнистых линий и их пересечение, что связывают с интенсивным развитием поперечного скольжения винтовых дислокаций.

3.2.3. Деформация двойникованием

В определенных условиях в металле при нагружении происходит двойникование - образование двойниковых прослоек, внутри которых кристаллическая структура является зеркальным отражением кристаллической структуры соседних областей (рис.18). Кристаллографическая плоскость зеркального отражения, являющаяся границей двойниковой прослойки, называется плоскостью двойникования. Каждая двойниковая прослойка внутри кристалла ограничена двумя такими плоскостями (mp и rq).



Механические и физические свойства материалов

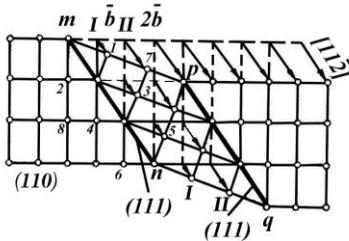


Рис.18. Схема двойникова-
ния в ГЦК кристалле

Сдвойникованные кристаллы могут образоваться при росте из расплава (двойники роста), при отжиге после холодной деформации (двойники отжига), при пластической деформации (механические двойники).

Механическое двойникование происходит под действием касательных напряжений в результате одинаково направленных смещений атомов на расстояние, не превышающее межатомное. Все атомы одного слоя (плоскости) смещаются на одинаковые расстояния в одинаковом направлении по отношению к атомам соседнего слоя. Например, атомы слоя I-I (см. рис.18), соседнего с плоскостью двойникования mn , смещаются на вектор \bar{b} . Атомы второго от плоскости mn слоя II-II смещаются на вектор \bar{b} по отношению к атомам соседнего слоя I-I и оказываются смещенными вдоль вектора $2\bar{b}$ из исходного (до деформации) положения и т. д. В результате такого взаимосвязанного, кооперативного смещения атомов и образуется двойниковая прослойка $mnpq$, структура внутри которой та же, что и в исходном кристалле, но пространственная ориентировка иная. В симметричном положении по обе стороны от плоскости двойникования оказались атомы 1 и 2; 3 и 4; 5 и 6; 7 и 8 и т.п. На границе двойниковой прослойки - плоскости двойникования, атомы принадлежат одновременно двум ориентировкам решетки. Такая граница с совершенным строением называется когерентной.

Двойниковые прослойки, образующиеся при пластической деформации, обычно очень узкие. На шлифах они выглядят в виде линий или тонких (шириной менее 5мкм) полосок, часто с линзовидными торцами. На исходной плоской поверхности кристалла двойниковой прослойке соответствует наклонный участок (см.рис.18 - mp).

Рассмотренный выше взаимосвязанный, кооперативный процесс перемещения атомов на расстояния меньше межатомного обуславливает очень высокую скорость образования двойниковой прослойки, близкую к скорости звука в металле,

Для механического двойникования требуется большее напряжение, чем для скольжения, поэтому основной вид пластической деформации металлов -скольжение. Двойникование активно развивается в тех случаях, когда скольжение по каким-либо причи-



нам затруднено. Двойникованию способствуют низкие температуры и высокие скорости деформирования (ударное нагружение, обработка взрывом). В железе тонкие двойниковые полосы выявляются на шлифах после испытаний на удар при комнатной температуре.

3.3. Разрушение металлов

3.3.1. Виды разрушения

Разрушение - это процесс, включающий зарождение и развитие трещин. Разрушение может закончиться разделением тела на части. Виды разрушений выделяют, используя разные классификационные признаки.

Разрушение называют вязким, если ему предшествовала значительная макропластическая деформация, и хрупким, если пластическая деформация незаметна или же не превышает $1\div 2\%$. Первоначально считали, что хрупкое разрушение происходит после упругой деформации, но затем было экспериментально доказано, что в металлах любому разрушению предшествует пластическая деформация, хотя бы и очень малая. При хрупком разрушении, когда пластическая деформация не выявляется, в микроразрывах всегда можно найти следы пластической деформации в виде линий скольжения. Считают, что при хрупком разрушении металлов развитию трещины сопутствует локальная микропластическая деформация в тонком приповерхностном слое трещины. Такое разрушение называют квазихрупким.

По ориентировке макроскопической поверхности разрушения различают разрушение отрывом и разрушение срезом: при отрыве эта поверхность перпендикулярна направлению наибольшего растягивающего напряжения, а при срезе наклонена к нему на угол $\sim 45^\circ$ (рис.19). Отрыв происходит под действием нормальных напряжений и обычно наблюдается при хрупком разрушении, а срез происходит под действием касательных напряжений и характерен для всякого разрушения. Однако и под действием касательных напряжений может происходить хрупкое разрушение, называемое в этом случае сколом. Последний свойствен неметаллам и некоторым малопластичным литым сплавам.

Если поверхность разрушения проходит внутри зерен, то разрушение называют внутрикристаллитным или транскристаллитным, а если по границам зерен - то межкристаллитным или инткристаллитным. Часто встречается и смешанное разрушение.

Межкристаллитное разрушение развивается в том случае, когда границы чем-то ослаблены, например неметаллическими



Механические и физические свойства материалов

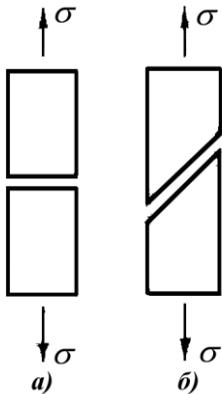


Рис.19. Разрушение отрывом (а) и срезом (б) при растяжении

пример, у границы зерна или включения, то при достаточно большом касательном напряжении в плоскости скольжения дислокации в голове скопления оказываются так близко прижатыми одна к другой, что под экстраплоскостями образуется микропустота атомного размера, которая разрастается при присоединении новых дислокаций (рис.20) и представляет собой зародышевую микротрещину.

3.3.2. Хрупкое разрушение. Критерий Гриффитса

Хрупкое разрушение характеризуется очень быстрым ростом трещины, причем этот рост не требует повышения действующих напряжений, т.е. для развития хрупкого разрушения не требуется подвода энергии извне, а достаточно запасенной упругой энергии разрушающейся конструкции. Скорость роста трещины при хрупком разрушении, например, в сталях, достигает ~ 2 км/с, т. е. составляет около половины скорости распространения звука. Все это обуславливает внезапность и катастрофические последствия хрупкого разрушения: разрушение мостов, разрыв магистральных газопроводов на длину в сотни метров, разрушение сосудов высокого давления и др.

включениями. Трещина может зародиться на границе зерен, но распространяется по телу зерен: такое разрушение называют внутрикristаллитным.

Известно несколько моделей зарождения трещин, базирующихся на том, что как при вязком, так и при хрупком разрушении трещины возникают в результате пластической деформации.

Рассмотрим в качестве примера одну из моделей (Стро-Мотта) зарождения трещин. Если краевые дислокации остановлены у барьера,

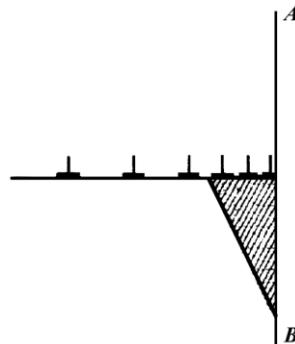


Рис.20. Микротрещина (заштрихована), образовавшаяся в голове скопления краевых дислокаций около барьера АВ



Механические и физические свойства материалов

Современные представления о хрупком разрушении базируются на классическом энергетическом анализе развития трещины в идеально хрупком теле, выполненном Гриффитсом (см. также раздел 1.3). Если в пластине, находящейся под действием растягивающих напряжений σ , развивается перпендикулярная оси растяжения трещина длиной l , то упругая энергия пластины уменьшается и одновременно затрачивается работа на создание двух свободных поверхностей – стенок трещины. Результирующее изменение энергии пластины зависит от соотношения вкладов этих двух составляющих разного знака. Анализ показывает, что начиная с некоторой критической длины трещины $l_{крит}$ уменьшение запасенной упругой энергии перекрывает увеличение поверхностной энергии. Это означает, что при превышении критической длины $l_{крит}$ развитие трещины на так называемой закритической или неустановившейся стадии идет за счет запасенной энергии упругой деформации, не требуя увеличения растягивающей нагрузки. Критическая длина трещины $l_{крит}$ и соответствующее ей растягивающее напряжение σ связаны соотношением (критерием) Гриффитса.

$$\sigma = \sqrt{2\gamma_s \cdot E / \pi l_{крит}},$$

где γ_s – удельная поверхностная энергия; E – модуль Юнга.

Согласно этому критерию, чем больше действующее напряжение, тем более короткие трещины способны к закритическому, лавинообразному развитию.

Использование критерия Гриффитса применительно к хрупкому разрушению стекла дает значение $l_{крит}$ порядка нескольких микрометров, что согласуется с экспериментом. К квазихрупкому разрушению металлических материалов приведенную формулу применять нельзя, т.к. при ее выводе не учитывается локальная пластическая деформация вблизи стенок трещины. На эту деформацию затрачивается работа, характеризующаяся удельной величиной γ_p (работой пластической деформации, отнесенной к единице площади стенки трещины). Тогда в приведенной формуле вместо величины γ_s следует подставить сумму $(\gamma_s + \gamma_p)$, а т.к. γ_p на несколько порядков больше γ_s , то в формула примет вид:

$$\sigma = \sqrt{2\gamma_p \cdot E / \pi l_{крит}}.$$

Так как работа образования стенок трещины при квазихруп-



ком разрушению на несколько порядков больше, чем при истинно хрупком, то при заданном напряжении к закритическому, неустановившемуся росту способны только трещины большого размера.

Расчет дает для низкоуглеродистых сталей значение $\ell_{крит}$ порядка нескольких миллиметров.

Способность материала сопротивляться распространению в нем трещин называют вязкостью разрушения, методика определения величины которой обсуждалась в разделе 1.3.

3.3.3. Вязкое разрушение. Температурный порог хрупкости

Вязкое разрушение характеризуется не только предшествующей ему большой пластической деформацией, но и медленным развитием трещины, причем для роста трещины необходим подвод энергии извне. При эксплуатации деталей машин и конструкций, во избежание необратимого изменения их формы, нагрузку выбирают так, чтобы макропластическая деформация не начиналась. Поэтому вязкое разрушение при эксплуатации как правило не происходит. Оно может произойти при обработке металлов давлением (прокатке, волочении и т.п.), которая как раз и основана на использовании большой пластической деформации.

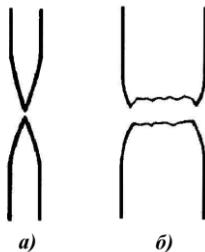


Рис.21. Формы излома при вязком разрушении

При растяжении цилиндрических образцов из пластичных металлов развивается локализация деформации в виде местного сужения - шейки, в которой и происходит вязкое разрушение. На рис.21 показаны две формы изломов при вязком разрушении. У очень чистых высокопластичных металлов шейка может сужаться до точки и излом приобретает форму острия (рис.21, а); относительное сужение при этом приближается к 100%.

Для вязкого разрушения промышленных металлов и сплавов более типичен чашечный излом, точнее излом типа чашечка - конус (рис.21, б). Разрушение этого вида начинается в центре сечения шейки, где возникает большое количество микропустот, сливающихся в магистральную трещину, перпендикулярную оси растяжения. Образование микропустот (микротрещин) в центре сечения шейки обусловлено тем, что в шейке существует объемное напряженное состояние с максимальными растягивающими напряжениями именно вблизи оси образца. Под действием больших растягивающих напряжений в центральной части сечения



Механические и физические свойства материалов

шейки происходит разрушение отрывом, формирующее дно чашечки. Далее трещина развивается в сторону поверхности образца и меняет направление, распространяясь под углом 45° к оси растяжения. Обусловлено это тем, что вокруг трещины в периферийных слоях схема напряженного состояния такова, что под действием касательных напряжений происходит разрушение срезом, формирующим коническую часть излома.

На всех этапах развития вязкого разрушения происходит сильная пластическая деформация. В частности, на стадии формирования магистральной трещины в центре шейки путем слияния микропустот происходит очень сильная локальная деформация перемычек между соседними микропустотами, заканчивающаяся разрушением этих перемычек.

Зарождению микропустот при вязком разрушении способствуют разного рода включения. Поэтому с уменьшением количества таких включений при повышении чистоты металла чашечный излом может постепенно трансформироваться, сужаясь до точки (см.рис.21, а), что сопровождается ростом относительного сужения.

σ_0, σ_T

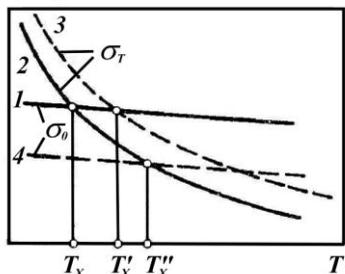


Рис.22. Схема Иоффе, объясняющая переход из вязкого состояния в хрупкое

всего, влияние температуры. Эта схема базируется на разной температурной зависимости сопротивления отрыву и предела текучести. Сопротивление отрыву σ_0 , характеризующее сопротивление хрупкому разрушению, слабо зависит от температуры (кривая 1). Последнее понятно, если учесть, что сопротивление отрыву определяется силами межатомной связи, которые слабо уменьшаются с ростом температуры. В противоположность этому напряжение, необходимое для начала пластической деформации, т. е. предел текучести σ_T , сильно снижается с повышением температуры (кривая 2). Пересечение кривых 1 и 2 на рис.22 соответствует

Один и тот же материал в зависимости от структуры и условий нагружения может разрушаться и вязко, и хрупко. Основные внешние факторы, влияющие на тип разрушения - температура, скорость нагружения и наличие концентраторов напряжений.

Академик Л. Ф. Иоффе предложил схему (рис.22), которая помогает понять влияние разных факторов на переход из вязкого состояния в хрупкое, и, прежде



Механические и физические свойства материалов

ет температуре T_x называемой температурой хрупко-вязкого перехода или же температурным порогом хрупкости. При температурах выше T_x $\sigma_T < \sigma_0$, при нагружении вначале достигается предел текучести и разрушению предшествует значительная пластическая деформация. При температурах ниже T_x $\sigma_0 < \sigma_T$, при нагружении сначала достигается сопротивление отрыву и происходит хрупкое разрушение. Охрупчивание при понижении температуры следует учитывать при эксплуатации изделий, особенно в северных районах.

При увеличении скорости деформирования предел текучести при всех температурах возрастает (см. кривую 3), а сопротивление отрыву остается практически неизменным (кривая 1). В результате точка пересечения кривых 1 и 3 соответствует более высокой температуре ($T'_x > T_x$). Следовательно, при увеличении скорости деформирования температурная область хрупкого разрушения расширяется и, например, пластичный при комнатной температуре сплав становится хрупким.

Любые факторы, уменьшающие сопротивление отрыву, повышают температуру хрупко-вязкого перехода: кривые 2 и 4 пересекаются при $T''_x > T_x$. Это может произойти, например, в результате сегрегации по границам зерен атомов примеси, ослабляющей межзеренную связь.

На тип разрушения сильнейшее влияние оказывает схема напряженного состояния.

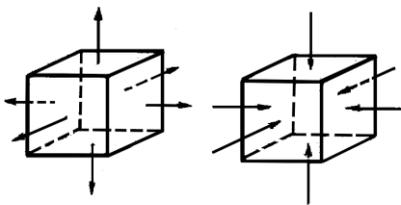


Рис.23. Схема напряженного состояния всестороннего растяжения (а) и всестороннего сжатия (б)

Проявлению пластичности способствуют сжимающие напряжения, которые препятствуют раскрытию уже имеющихся микротрещин. Наименее благоприятная для вязкого разрушения, самая «жесткая» схема напряженного состояния - трехосное (объемное) растяжение (рис.23, а), Оно возникает около

вершины острого надреза, где концентрируются напряжения. Поэтому поверхностные надрезы, выточки и царапины способствуют хрупкому разрушению.

Самой благоприятной для пластической деформации, наиболее «мягкой» является схема трехосного сжатия (рис.23, б). Она реализуется, например, в очаге деформации при экструдировании (выдавливании из контейнера). При всестороннем равномерном (гидростатическом) сжатии возможна только упругая деформация



и разрушения вообще не происходит. При всестороннем неравномерном сжатии даже мрамор способен к большой пластической деформации.

3.4. Изменение структуры и свойств металлов при холодной пластической деформации

Каждый кристаллит изменяет форму в соответствии со схемой главных деформаций при обработке давлением. При волочении зерна вытягиваются в направлении волочения, превращаясь в волокна. При холодной прокатке обжатие заготовки приводит к ее вытяжке вдоль направления прокатки; уширением полосы при холодной прокатке можно пренебречь. Соответственно, размер зерна при холодной прокатке уменьшается в высотном направлении, увеличивается в продольном и остается практически неизменным по ширине прокатываемой полосы. При холодной прокатке с большими обжатиями каждое зерно приобретает форму длинной пластинки, у которой толщина меньше ширины, но несмотря на это структуру называют волокнистой; в продольном сечении холоднокатаной полосы на шлифе вытянутые зерна выглядят как волокна. Вытянутость зерен в одном направлении называют металлографической текстурой.

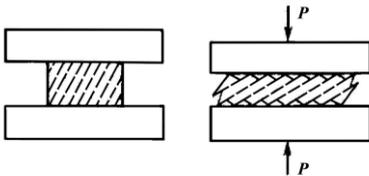


Рис.24. Плоскости скольжения (показаны пунктиром) в кристалле до (а) и после (б) деформации сжатием

При пластической деформации кристаллографические плоскости и направления скольжения закономерно поворачиваются в пространстве относительно осей главных деформаций. На примере сжатия монокристалла это иллюстрирует рис.24. Под действием приложенной нагрузки P плоскости скольжения, на которые разбит кристалл плоскостями скольжения, поворачиваются так, чтобы плоскости скольжения стали параллельными опорным плоскостям обжимных плит. Сам кристалл как целое при этом не поворачивается в пространстве, а лишь изменяет размеры по высоте и горизонтали.

В поликристаллическом металле до деформации кристаллографическая ориентировка зерен может быть хаотичной. Так как в каждом кристалле направление вращения плоскостей скольжения одно и то же, то возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка кристаллов - кристаллографическая тек-



стура.

Конкретный вид текстуры определяется видом обработки давлением и природой металла, в частности типом кристаллической решетки. Текстура волочения является аксиальной - она характеризуется параллельным оси волочения кристаллографическим направлением, вокруг которого решетка может быть повернута как угодно. У ГЦК металлов это направления $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, у ОЦК - $\langle 110 \rangle$.

Текстура прокатки характеризуется кристаллографической плоскостью и направлением, параллельными плоскости и направлению прокатки, соответственно. У α -железа это $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$, а также $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ (так называемая двойная текстура).

Часть работы, затраченной на холодную деформацию, поглощается металлом (остальная ее часть рассеивается в виде теплоты). Накопленная в металле энергия «задерживается» главным образом в виде энергии дефектов кристаллической решетки, образующихся при пластической деформации.

Наиболее важное изменение внутреннего строения каждого кристаллита при пластической деформации — увеличение плотности дислокаций β . У хорошо отожженного поликристаллического металла она составляет $10^7 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$, а после холодной деформации на 30÷40% и более - $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$. При холодной пластической деформации возрастает и концентрация вакансий.

С увеличением степени холодной деформации претерпевают изменения и механические свойства: прочностные свойства и твердость металла возрастают, а относительное удлинение и сужение падают (рис.25). При степенях деформации 50÷70% временное сопротивление и твердость увеличиваются в 1,5÷3 раза. Относительное удлинение резко уменьшается уже при сравнительно небольших деформациях, а после больших обжатий может оказаться уменьшенным в десятки раз.

Упрочнение при обработке давлением называют наклепом или нагартровкой (от нем. hart—твердый).

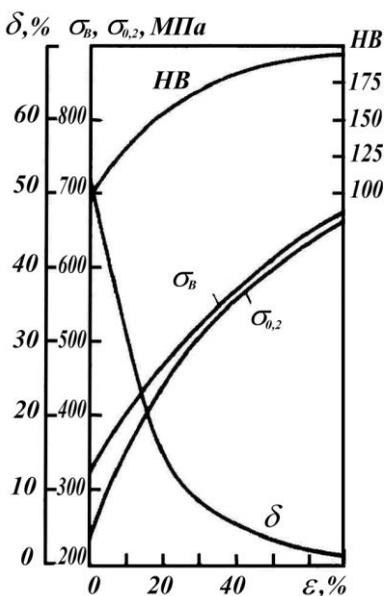


Рис.25. Зависимость механических свойств стали 08кп от степени обжатия ε при холодной прокатке

вязкость поперечных образцов ниже, чем долевых.

Механические свойства каждого кристаллита зависят от кристаллографического направления, так как по разным направлениям различны межатомные расстояния. В поликристаллическом металле с хаотичной ориентировкой кристаллитов свойства по всем направлениям статистически усредняются (квазиизотропия). В холоднодеформированном металле с кристаллографической текстурой существуют направления, вдоль которых одни свойства усилены, а вдоль других ослаблены.

3.5. Нагрев металла после холодной пластической деформации.

Дорекристаллизационные процессы и рекристаллизация

Наклепанный металл обладает повышенной свободной энергией Гиббса и стремится самопроизвольно перейти в более равновесное состояние. Такой переход состоит в уменьшении общего количества дефектов кристаллической решетки и перераспределении их с образованием более устойчивых конфигураций. Эти процессы совершаются путем перемещений атомов и потому решающее влияние на них оказывает температура.

Холоднодеформированный металл анизотропен — его механические свойства по разным направлениям различны. Анизотропия свойств обусловлена и металлографической, и кристаллографической текстурой.

По длине разрывного образца, вырезанного поперек волокна, число межзеренных границ значительно больше, чем в образце, вырезанном вдоль волокна. На межзеренных границах сосредоточены примеси и неметаллические включения, в частности, оксидные пленки. Поэтому механические свойства вдоль и поперек волокна разные: различают «долевые» и «поперечные» свойства. Обычно показатели пластичности и ударная

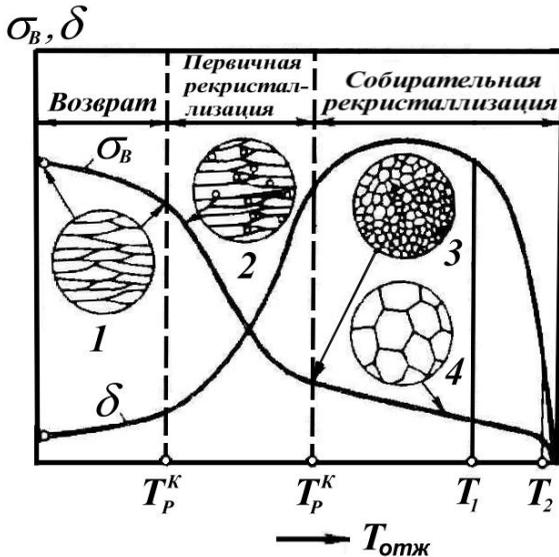


Рис.26. Влияние температуры отжига $T_{отж}$ на механические свойства (σ_B и δ) и микроструктуру (1-4) холоднодеформированного металла

Структурные изменения при нагреве после холодной деформации обуславливают связанные с ними изменения свойств. На рис.26 показан наиболее типичный случай изменения механических свойств металла с повышением температуры нагрева - отжига после холодной деформации (свойства приведены при комнатной температуре после отжига при

разных температурах). На оси ординат (слева) точки изображают временное сопротивление и относительное удлинение исходного (до отжига) холоднодеформированного металла, характеризующегося повышенной прочностью и пониженной пластичностью.

На графике зависимости σ_B от температуры отжига отчетливо выделяются три интервала температур: в первом интервале происходит слабое разупрочнение, во втором - сильное, в третьем - вновь слабое разупрочнение, после чего временное сопротивление резко падает, часто практически до нуля.

3.5.1. Возврат

Первый интервал температур, в котором значения механических свойств частично возвращаются к значениям свойств до холодной деформации, называют областью *возврата*. Под световым микроскопом каких-либо изменений зеренной структуры не наблюдается, она остается волокнистой (см.рис.26, структура 1). Возврат обусловлен тонкими структурными изменениями внутри каждого зерна (волокна).



Механические и физические свойства материалов

Самая низкотемпературная разновидность возврата - это отдых. Основным структурным изменением при отдыхе является уменьшение избытка вакансий, возникшего при холодной деформации. Избыточные вакансии, мигрируя в кристалле, встречаются на своем пути границы зерен и дислокации и здесь аннигилируют. Так как электронные волны рассеиваются вакансиями, то уменьшение концентрации вакансий при отдыхе проявляется в снижении электросопротивления.

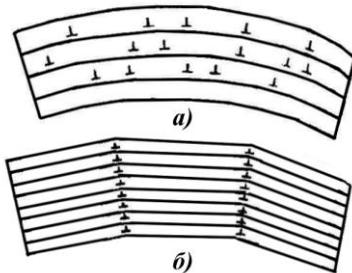


Рис.27. Схема полигонизации:

*а - хаотическое распределение краевых дислокаций;
б - стенки дислокаций после полигонизации*

При достаточно высоких температурах развивается другая разновидность возврата - полигонизация, выявляемая под электронным микроскопом. Полигонизацией (от polygon - многоугольник) называют образование разделенных малоугловыми границами субзерен (см.рис.27). На рис.27, а остаточный изгиб кристалла связан с избытком краевых дислокаций одного знака. Соответствующие им неполные вертикальные атомные плоскости (см.рис.27,а) действуют как клинья, изгибающие кристалл.

При нагреве дислокации перераспределяются и выстраиваются в стенки одна над другой (рис.27,б). При этом под областью разрежения от одной дислокации оказывается область сгущения от другой дислокации, и поля напряжений соседних дислокаций в значительной мере взаимно компенсируются.

Дислокационные стенки - малоугловые границы - образуются в результате сочетания процессов скольжения и переползания дислокаций. Скольжение сближает дислокации, а переползание обеспечивает выстраивание дислокаций одну над другой. Скорость переползания, являющегося по своему атомному механизму диффузионным, т.е. наиболее медленным процессом, контролирует скорость образования малоугловых границ. Поэтому для развития полигонизации и необходим нагрев после холодной деформации.

В результате полигонизации вытянутые зерна, окруженные высокоугловыми границами, оказываются состоящими из более или менее равноосных размером в несколько микрометров субзерен, разделенных малоугловыми границами. В объеме субзерен



плотность дислокаций очень низкая.

3.5.2. Первичная рекристаллизация

Начиная с определенной температуры (см.рис.26 - T_p''), при нагреве холоднореформированного металла происходят сильные изменения структуры: наряду с вытянутыми деформированными зернами под световым микроскопом можно различить новые более или менее равноосные зерна (см.рис.26, структура 2). От старых зерен, деформированной матрицы они отличаются не только формой, но и, что несравненно важнее, более совершенным внутренним строением. Внутри этих новых зерен, как показывает электронно-микроскопический анализ, отсутствуют субграницы и плотность дислокаций β с $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$ уменьшена до $10^7 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$. Образование и рост зерен с более совершенной структурой, окруженных высокоугловыми границами, за счет исходных деформированных зерен той же фазы называют первичной рекристаллизацией. Термодинамическим стимулом первичной рекристаллизации является накопленная при пластической деформации энергия, связанная с дислокациями. Резкое снижение плотности дислокаций при первичной рекристаллизации обуславливает сильное разупрочнение (см.рис.26).

Формирование зародыша рекристаллизации по существу сводится к перераспределению дислокаций в деформированных зернах с образованием участка с низкой плотностью дислокаций, окруженного высокоугловой границей. Высокоугловые границы способны к быстрой миграции, благодаря которой рекристаллизованные зерна интенсивно «поедают» деформированную матрицу, растут за счет нее. По одну сторону границы зародыша рекристаллизации плотность дислокаций низкая, по другую - высокая. Граница мигрирует в сторону участков с высокой плотностью дислокаций, как бы «выметая» их на своем пути: дислокации поглощаются высокоугловой границей.

Температура появления рекристаллизованных зерен, т. е. температура начала рекристаллизации T_p'' , не является физической константой, такой, как точка плавления. С увеличением степени холодной деформации растет плотность дислокаций, повышается термодинамический стимул рекристаллизации и новые зерна обнаруживаются при более низких температурах. Так как плотность дислокаций и, соответственно, накопленная энергия с увеличением степени деформации растут с затуханием, то и температура начала рекристаллизации снижается с затуханием (рис.28). Наинизшая температура начала рекристаллизации, со-



Механические и физические свойства материалов

ответствующая большим деформациям (60÷70%), служит характеристикой металла и называется температурным порогом рекристаллизации $T_{п.р.}$. Правило

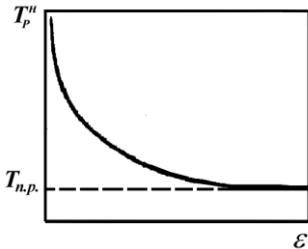


Рис.28. Влияние степени холодной пластической деформации ϵ на температуру начала рекристаллизации T_p^n

А.А.Бочвара позволяет приближенно оценить величину $T_{п.р.}$ металла высокой технической чистоты по температуре его плавления по шкале Кельвина:

$$T_{п.р.} = (0,3 \div 0,4) T_{пл.}$$

Например, у свинца с точкой плавления 327°C

$$T_{п.р.} = (327 + 273) \cdot 0,4 - 273 = -33 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Примеси и малые добавки могут сильно повышать $T_{п.р.}$. Происходит это в том случае, когда атомы примеси или добавки образуют атмосферы Коттрелла на дислокациях (см. п.2.3.3) и затрудняют их движение, необходимое для формирования центров рекристаллизации. Например, у алюминия чистотой 99,99% и 99,9% температурный порог рекристаллизации равен 100 и 200 °C соответственно.

3.5.3. Собирательная рекристаллизация

Первичная рекристаллизация заканчивается (T_p^k), когда полностью исчезают деформированные зерна (см.рис.26, структура 3). У металла, состоящего из множества рекристаллизованных зерен, энергия Гиббса повышена из-за сильно развитой поверхности границ зерен. Зернограничная энергия является термодинамическим стимулом роста одних рекристаллизованных зерен за счет соседних, называемого собирательной рекристаллизацией (см.рис.26, структура 4),



Кристаллические зерна не могут укрупняться слиянием так, как сливаются капли ртути под действием сил поверхностного натяжения. Одно зерно растет за счет соседнего вследствие перехода отдельных атомов или групп атомов через границу раздела от «поедаемого» зерна к растущему. При этом граница раздела постепенно сдвигается в сторону поглощаемого зерна.

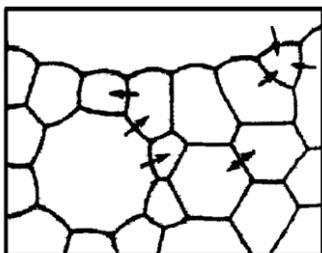


Рис.29. Плоская модель зеренного строения металла (стрелки указывают направление миграции границ при росте зерен)

По окончании первичной рекристаллизации кристаллиты имеют разную форму и разные размеры. На рис.29 показана плоская модель строения металла с зернами разного размера. Равновесию сил поверхностного натяжения на границах зерен

в плоской модели соответствуют правильные шестиугольники (в каждой вершине встречаются три грани под углом 120°). У зерна неправильной формы границы искривлены. Такие границы энергетически можно уподобить упругим изогнутым струнам, стремящимся выпрямиться.

Стремлением к выпрямлению границ и к углам 120° в тройных стыках определяется направление роста зерен при собирательной рекристаллизации. Более крупные зерна имеют границы, вогнутые в сторону соседей, поэтому они растут, «поедая» их (см.рис.29). Возможна ситуация, когда с одного конца зерно «поедает» своего соседа, а с другого конца само «поедается» другим соседом. Но в целом средний размер зерен при собирательной рекристаллизации увеличивается, так как суммарная площадь границ зерен, с которой связана избыточная зернограницная энергия, стремится уменьшиться.

В интервале собирательной рекристаллизации плотность дислокаций практически не изменяется, поэтому временное сопротивление уменьшается слабо (см.рис.26) - только за счет увеличения расстояния между границами зерен, являющимися барьерами для скользящих дислокаций.

Относительное удлинение изменяется обратно тому, как изменяется σ_B : частично восстанавливается в области возврата, резко увеличивается при первичной рекристаллизации из-за уменьшения плотности дислокаций и слабо изменяется при собирательной рекристаллизации. Начиная с температуры T_L , называемой температурой перегрева, сильное укрупнение зерна



приводит к плавному снижению δ . При температуре T_Z называемой температурой пережога, и σ_{Br} и δ резко падают практически до нуля. Пережог обусловлен сильным окислением и (или) оплавлением по границам зерен.

3.5.4. Размер рекристаллизованного зерна

Размер рекристаллизованного зерна - одна из важнейших характеристик отожженного металла. Время отжига, как правило, превышает продолжительность первичной рекристаллизации. Поэтому на размер зерна отожженного металла влияют все те факторы, которые сказываются и на первичной и, главное, на собирательной рекристаллизации. С повышением температуры облегчается переход атомов от одного зерна к другому. Поэтому с повышением температуры отжига размер зерна увеличивается по экспоненте (рис.30), как и коэффициент самодиффузии. С ростом продолжительности отжига при постоянной температуре зерно укрупняется по параболе (рис.31) и размер зерна приближается к предельному

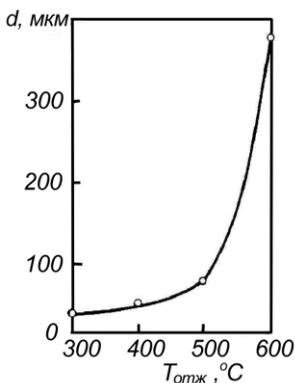


Рис.30. Зависимость размера рекристаллизованного зерна d алюминия от температуры отжига $T_{отж}$ в течение 1 часа

примесей на границах.

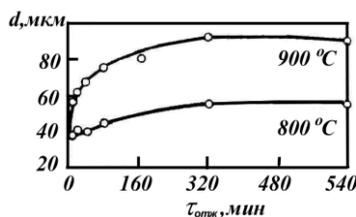


Рис.31. Зависимость размера рекристаллизованного зерна d никеля от времени отжига $\tau_{отж}$

для данной температуры значению. Основные причины затухания роста зерен - сокращение протяженности их границ, и соответственно, зернограничной энергии (термодинамического стимула роста), спрямление границ, приближение углов в тройных стыках зерен к равновесным и накопление



Исключительно сильно на размер зерна в момент окончания первичной рекристаллизации влияет степень деформации (рис.32). При сравнительно небольшой, критической степени деформации (обычно от 1 до 15%) при отжиге вырастает очень крупное зерно, иногда достигающее размера в несколько сантиметров. Механизм образования крупного зерна при критической деформации качественно отличается от механизма рекристаллизации в закритической области, т. е. при более высоких степенях деформации. При нагреве после критической деформации не наблюдается образования зародышей новых зерен и их роста за счет исходных зерен, т. е. не происходит первичной рекристаллизации, так как плотность дислокаций еще недостаточна для этого.

В докритической области зерна слабо и, что очень важно, по-разному наклепаны. Критическая степень деформации соответствует состоянию, когда эта разница в наклепе соседних зерен становится такой, что идет быстрая миграция отдельных границ зерен в сторону участков с большей плотностью дислокаций: происходит быстрый рост одних исходных зерен за счет соседних исходных зерен.

При степенях деформации, несколько превышающих критическую, плотность дислокаций возрастает настолько, что параллельно с процессом «поедания» исходными зернами своих соседей в отдельных местах становится возможным образование и рост зародышей новых зерен. Наконец, при достаточно больших степенях деформации возникает такая плотность дислокаций, что раньше, чем начинается рост одних исходных зерен за счет других, повсеместно успевают зародиться и вырасти новые зерна, т.е. весь объем металла охватывается первичной рекристаллизацией. С увеличением степени деформации в закритической области плотность дислокаций возрастает, число центров первичной рекристаллизации увеличивается быстрее, чем линейная скорость их роста, и размер рекристаллизованного зерна уменьшается (см. рис.32).

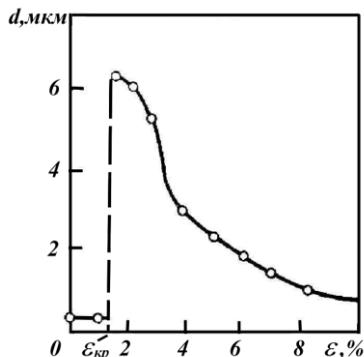


Рис.32. Влияние степени деформации ϵ на размер зерна d , полученного при последующем отжиге; $\epsilon_{кр}$ – критическая степень деформации



Очень сильное влияние на размер зерна оказывают близко расположенные одна к другой дисперсные частицы второй фазы, тормозящие миграцию границ зерен.

Выше молчаливо предполагалось, что при собирательной рекристаллизации зерна укрупняются более или менее равномерно и металл можно характеризовать одним средним значением размера зерна. Но во многих случаях наблюдается ярко выраженный неравномерный рост зерен после окончания первичной рекристаллизации: большинство зерен укрупняется очень медленно, а отдельные зерна вырастают до больших размеров, «поедая» свое мелкозернистое окружение. Это явление называют вторичной рекристаллизацией.

Одна из причин развития вторичной рекристаллизации состоит в том, что из-за неравномерности распределения дисперсных частиц второй фазы и из-за случайных различий в размерах зерен после окончания первичной рекристаллизации границы отдельных более крупных зерен оказываются слабее заблокированными указанными частицами. Такие зерна способны к более быстрому росту. Вторичная рекристаллизация заканчивается постепенным исчезновением всех мелких зерен. Чаще всего она вредна, так как создает разнотекстурность или приводит к формированию крупнозернистой структуры.

3.5.5. Текстура рекристаллизации

Возникновение текстуры рекристаллизации объясняется тем, что зародыши рекристаллизации могут иметь определенную кристаллографическую ориентировку по отношению к деформированной матрице и (или) кристаллы при рекристаллизации растут преимущественно в определенных кристаллографических направлениях.

Текстура рекристаллизации обуславливает анизотропию свойств отожженного металла, что чаще всего вредно. Так, например, при отжиге после холодной прокатки металлов с ГЦК решеткой в результате рекристаллизации формируется весьма совершенная кубическая текстура $\{100\}\langle 100 \rangle$: плоскость куба $\{100\}$ параллельна плоскости прокатки, а направление ребра куба $\langle 100 \rangle$ параллельно (и перпендикулярно) направлению прокатки. Если из отожженного листа с такой текстурой глубокой вытяжкой изготавливать стаканы, то лист по разным направлениям будет по-разному вытягиваться и возникает фестонистость - волнистая кромка стакана. Подбирая режим прокатки и отжига, можно устранить текстуру рекристаллизации и, соответственно, не



допустить фестонистости.

Несравненно реже специально создают условия для формирования совершенной текстуры рекристаллизации, чтобы получить анизотропию свойств. Так, в промышленности производят трансформаторную сталь (содержит $\sim 3\%$ Si) с острой ребровой текстурой рекристаллизации $\{110\} \langle 100 \rangle$. Ребро куба $\langle 100 \rangle$, являющееся направлением легкого намагничивания, ориентировано параллельно направлению прокатки. Магнитопровод из листов изготавливают так, чтобы направление прокатки совпадало с направлением магнитного потока. Этим обеспечиваются минимальные потери энергии на перемагничивание, т. е. высокий к. п. д. трансформатора.

Пластическую деформацию в зависимости от температурного интервала, в котором она проходит, подразделяют на холодную, теплую и горячую: холодная — при температурах ниже $(0,25 \div 0,3) T_{пл}$, теплая - от $(0,25 \div 0,3) T_{пл}$ до $(0,5 \div 0,6) T_{пл}$ и горячая - выше $(0,5 \div 0,6) T_{пл}$.

При любой пластической деформации следует рассматривать конкуренцию упрочнения и разупрочнения. Упрочнение (наклеп) — это результат повышения плотности дислокаций и возникновения барьеров для их движения, а разупрочнение - результат рекристаллизационных процессов, степень развития которых зависит от температурного интервала, в котором выполняется пластическое деформирование.

4. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ при динамическом нагружении

Резкое увеличение скоростей приложения нагрузки при динамических испытаниях приводит к определенным особенностям картины пластической деформации, деформационного упрочнения и разрушения.

В условиях динамической деформации изменяется поведение дефектов кристаллической решетки, в первую очередь дислокаций. Резкое уменьшение при динамической деформации времени воздействия нагрузки вызывает изменение различных элементарных процессов, определяющих картину пластической деформации и соответствующее изменение свойств.

Важнейшим механизмом пластической деформации кристаллов является консервативное скольжение дислокаций в определенных плоскостях и направлениях. В условиях динамического нагружения на дислокации почти мгновенно начинают действо-



Механические и физические свойства материалов

вать относительно высокие напряжения τ . В результате скорость перемещения дислокаций увеличивается:

$$V_D = C_3 \cdot \left(\frac{\tau - \tau_i}{\tau_0} \right)^m,$$

где τ_i - напряжение сопротивления решетки перемещению дислокаций;

τ_0 - постоянное напряжение, при котором $V_D = 1$ см/с;

τ - коэффициент, зависящий от природы металла;

C_3 - скорость распространения звука в металле.

Величина коэффициента τ в первую очередь определяется типом решетки и характером межатомной связи в кристалле. У наиболее пластичных ГЦК металлов значения τ максимальны (у меди ~ 200), а у ОЦК металлов они более чем на порядок меньше.

Резкое ускорение консервативного скольжения дислокаций в условиях динамического нагружения приводит к увеличению сил трения решетки. Это вытекает из скоростной зависимости энергии дислокации. Чем больше их скорость V_D , тем больше энергия дислокации, а, следовательно, больше сила Пайерлса в решетке. Увеличение сил трения, препятствующих быстрому скольжению дислокаций, вызывает прирост критического напряжения сдвига и дополнительное упрочнение металла.

Высокий уровень напряжений в процессе динамического испытания способствует одновременному действию большого числа дислокационных источников. Параллельно в ГЦК металлах растет и число действующих систем скольжения. Одним из следствий этого является подавление стадии легкого скольжения в монокристаллах. В то же время линии скольжения на поверхности образца, подвергнутого динамической деформации, часто менее волнисты, чем после статической. Для ОЦК металлов этот эффект связывают с тем, что в результате ударного нагружения образуются и перемещаются в основном краевые дислокации. Их консервативное скольжение в определенных плоскостях и приводит к образованию прямых следов скольжения.

Электронномикроскопический анализ показывает, что в некоторых ГЦК металлах, например в меди, динамическое нагружение приводит к формированию ячеистой дислокационной структуры уже после небольших степеней деформации. Средний размер ячеек оказывается значительно меньшим, чем после статического испытания. В то же время в металлах с ОЦК решеткой образование ячеистой субструктуры в результате динамической деформации



Механические и физические свойства материалов

ции затруднено. По-видимому, это связано с трудностью поперечного скольжения при быстром перемещении множества дислокаций по большому числу систем скольжения. Повышение скорости деформации способствует развитию двойникового в металлах с любой решеткой, в том числе ГЦК.

Увеличение плотности дислокаций, числа систем скольжения и двойникового при динамическом нагружении ведет к уменьшению средней длины свободного пробега дислокаций и повышению концентрации точечных дефектов в результате возрастания вероятности пересечений дислокаций и их движения с порогами.

Отмеченные особенности картины пластической деформации при динамическом нагружении обуславливают изменение деформационного упрочнения и отдельных характеристик прочности и пластичности по сравнению со статическими испытаниями. В области высоких скоростей деформации проявляется ряд новых эффектов. Наблюдается, в частности, существенное увеличение степени деформационного упрочнения на I стадии деформации монокристаллов с ГЦК и ГПУ решеткой. При динамическом нагружении резко увеличивается и степень упрочнения на II стадии, особенно при таких ориентировках кристалла, когда действует большое число систем скольжения.

Если сравнивать кривые деформационного упрочнения для поликристаллического металла при статическом и динамическом нагружении, то обычно с увеличением скорости фиксируется повышение уровня напряжений и на начальных стадиях - степени деформационного упрочнения (рис.33).

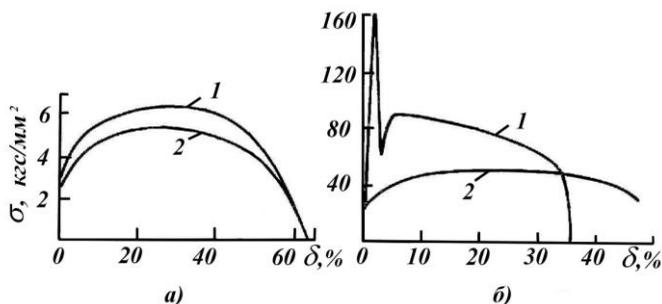


Рис.33. Кривые напряжение – деформация при динамической (1) и статической (2) деформациях: а – для алюминия; б – для армко-железа

По Коттреллу напряжение течения σ связано со скоростью деформации $\dot{\epsilon}$ формулой:



$$\sigma = \frac{d\sigma}{de} + \sigma_0 \cdot \left[\frac{e}{\Phi \cdot b \cdot (L_0 + C \cdot e^a)} \right]^{1/m},$$

где σ_0 - напряжение, необходимое для перемещения дислокации с единичной скоростью;

Φ - ориентационный фактор;

L_0 - начальная длина подвижных дислокаций;

b - вектор Бюргерса дислокаций;

C, a, τ - коэффициенты.

Величины τ и L_0 определяют форму кривой деформации - плавную (рис.33,а) или с зубом текучести (рис.33,б).

Итак, при динамических испытаниях характеристики прочности, особенно сопротивление малым деформациям, повышаются по сравнению со статическими. Пластичность неоднозначно зависит от скорости деформации. В большинстве случаев при ударных испытаниях образцов с надрезом характеристики пластичности оказываются ниже, чем при аналогичных статических испытаниях. В определенных условиях при высокоскоростной деформации некоторые металлы могут проявлять повышенную пластичность. Так, например, получается при штамповке взрывом (динамическое сжатие) металлов с гексагональной решеткой.

Характер изменения пластичности и вязкости (работы деформации) с увеличением скорости деформации зависит от типа разрушения - среза или отрыва. Если при заданной схеме нагружения и температуре материал разрушается путем отрыва, то сопротивление разрушению мало меняется при переходе от статической к динамической деформации. В этом случае пластичность с увеличением скорости уменьшается. Если же разрушение происходит путем среза, то сопротивление разрушению существенно возрастает с ускорением деформации, а пластичность может не меняться или тоже повышаться.

Динамические испытания применяют для оценки способности металлических материалов переносить ударные нагрузки и для выявления их склонности к хрупкому разрушению. Наиболее широко распространены и стандартизированы (ГОСТ9454-78 и ГОСТ10708-82) ударные испытания на изгиб образцов с надрезом. Реже используются методы динамического растяжения, сжатия и кручения.

Скорости деформирования и деформации при динамических испытаниях на несколько порядков больше, чем при статических. Так, в стандартных испытаниях на динамический изгиб скорость



деформирования составляет $4\div 7$ м/с, а скорость деформации - порядка 10^2 с⁻¹, в то время как при статических испытаниях эти величины - $10^{-5}\div 10^{-2}$ м/с и $10^{-4}\div 10^1$ с⁻¹ соответственно.

5. Усталость металлов

Детали машин и транспортные конструкции чаще всего находятся под действием нагрузок, которые циклически изменяются либо по величине, либо и по величине, и по знаку. Типичные примеры - коленчатые валы, оси железнодорожных вагонов, лопатки турбин. В этих условиях развивается явление, называемое усталостью металла. Под усталостью понимают процесс постепенного накопления повреждений материала под действием циклически изменяющихся напряжений, приводящий к образованию трещин, их развитию и разрушению изделия. До 90 % повреждений деталей при эксплуатации связано с усталостью. Особая опасность усталости состоит в том, что хотя она развивается во времени с увеличением числа циклов изменения напряжений, но это развитие внешне может быть незаметным, а разрушение детали происходит внезапно и при условном напряжении, значительно меньшем предела текучести.

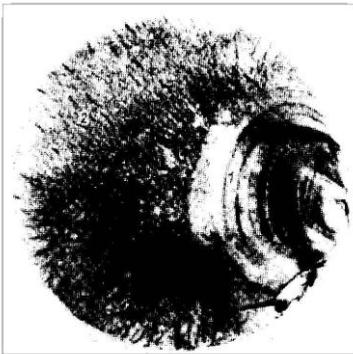


Рис.34. Усталостный излом стального штока диаметром 250 мм

Усталостная трещина зарождается, как правило, у поверхности изделия, где действуют максимальные растягивающие напряжения, и постепенно развивается в глубь изделия. Она развивается сравнительно долго, а затем в оставшемся живом сечении происходит быстрое разрушение - чаще всего хрупкое, так как усталостная трещина играет роль глубокого и острого надреза. При этом в изломе всегда видны две основные зоны (рис.34): гладкая, часто блестящая, зона развития усталостной трещины с концентрическими у-

сталостными полосами (кольцами или линиями усталости), и зона долома, свойственная обычному хрупкому, реже вязкому или смешанному разрушению. Усталостные полосы - это следы последовательных положений усталостной трещины, которая развивается скачкообразно. Остановки и периоды быстрого роста трещин



Механические и физические свойства материалов

усталости могут быть результатом уменьшения и увеличения амплитуды напряжений. Расположение концентрических усталостных полос позволяет выявить очаг разрушения.



Рис.35. Схема консольного нагружения образца при испытаниях на усталость

При испытаниях на усталость (ГОСТ 25.502—79) используют разные схемы нагружения образца. Простейшая из них - поперечный изгиб при вращении с консольным нагружением (рис.35). Образец одним концом жестко укреплен во вращающемся патроне, а к свободному концу образца приложена нагрузка P . В верхней половине сечения образца действуют растягивающие напряжения, а в нижней - сжимающие. При вращении образца на пол-оборота напряжения в соответствующих объемах образца меняют знак на обратный. Существуют и другие схемы нагружения, создающие разные типы циклического изменения напряжений.

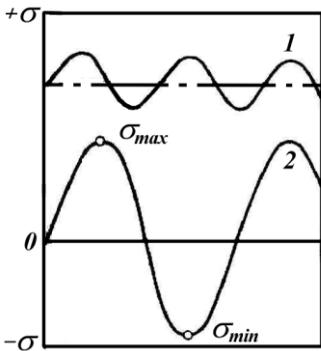


Рис.36. Два типа циклов напряжений

Циклы напряжений могут быть знакопостоянными, когда напряжения изменяются только по величине (рис.36, кривая 1) и знакопеременными (кривая 2). Характеристикой цикла является коэффициент асимметрии $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ (со знаком). Большинство испытаний на усталость проводят с использованием симметричных циклов напряжений, у которых максимальное и минимальное напряжения равны по величине, но противоположны по знаку (см. рис.36, кривая 2, $R = -1$).

Циклы напряжений могут быть знакопостоянными, когда напряжения изменяются только по величине (рис.36, кривая 1) и знакопеременными (кривая 2). Характеристикой цикла является коэффициент асимметрии $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ (со знаком). Большинство испытаний на усталость проводят с использованием симметричных циклов напряжений, у которых максимальное и минимальное напряжения равны по величине, но противоположны по знаку (см. рис.36, кривая 2, $R = -1$).



При заданном максимальном напряжении цикла испытания проводят до разрушения образца. Циклической долговечностью N называют число циклов напряжений, выдержанных образцом до разрушения. С уменьшением максимального напряжения цикла долговечность возрастает. График в полулогарифмических координатах (σ_{\max} - $\lg N$) называют кривой усталости (рис.37). У сталей и некоторых

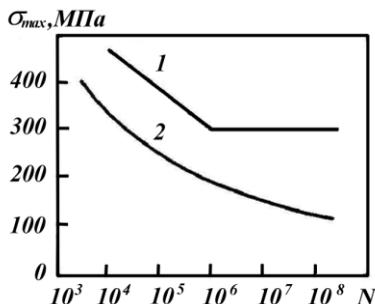


Рис.37. Кривые усталости углеродистой стали 45 (1) и алюминиевого сплава АК8 (2)

других сплавов ниже определенного значения σ_{\max} разрушения не происходит при любом числе циклов (см. горизонтальный участок на кривой 1). Это напряжение называют физическим пределом выносливости.

Предел выносливости обозначают символом σ_R , где R - коэффициент асимметрии цикла. Следовательно, предел выносливости при испытаниях с симметричным знакопеременным циклом напряжений обозначают символом σ_{-1} . Это наиболее частая характеристика сопротивления усталости в справочниках о свойствах сплавов.

У большинства цветных металлов на кривых усталости нет горизонтального участка. Для таких материалов определяют ограниченный предел выносливости - максимальное напряжение цикла, которое образец выдерживает без разрушения в течение заданного числа циклов нагружения. Это число циклов называют базой испытания. Для легких сплавов ГОСТ рекомендует базу испытаний в $100 \cdot 10^6$ циклов, а при определении физического предела выносливости сталей — $10 \cdot 10^6$ циклов.

Некоторые изделия испытывают сравнительно большие циклические нагрузки, но с малой частотой циклов. Примером являются повторные нагрузки на кабину реактивного самолета из-за перепада давления при взлетах-посадках. Такие нагрузки также могут вызывать разрушение конструкции, в связи с чем проводят испытания на малоцикловую усталость (МЦУ), используя сравнительно высокие напряжения. База испытаний на МЦУ не превышает $5 \cdot 10^4$ циклов. Характеристикой МЦУ обычно служит циклическая долговечность при заданном σ_{\max} .

Одной из характеристик усталости является скорость роста



трещины усталости dl/dN (ее обозначение - СРТУ, размерность - мм/цикл).

Испытания на усталость относятся к числу трудоемких механических испытаний. Во-первых, очень высокие требования предъявляются к состоянию поверхности образцов, так как даже небольшие царапины и шероховатость приводят к более быстрому зарождению усталостных трещин (предел выносливости полированных образцов может быть в 1,5 раза выше, чем точеных). Во-вторых, сами испытания очень длительны. При частоте нагружения несколько тысяч циклов в минуту время испытания одного образца может измеряться сутками, а для построения кривой усталости может потребоваться несколько недель.

5.1. Природа усталостного разрушения

По мере увеличения числа циклов при любых напряжениях выше предела выносливости в образце последовательно идут следующие основные процессы: 1) пластическая деформация; 2) зарождение трещин; 3) постепенное развитие некоторых из них и преимущественное распространение одной, главной трещины; 4) быстрое окончательное разрушение.

Пластическая деформация при циклическом нагружении

Движение дислокаций и образование линий скольжения в условиях повторно-переменных нагрузок наблюдается даже при напряжениях, меньших предела выносливости, который в свою очередь, как правило, ниже предела упругости материала. Скольжение происходит в тех же кристаллографических плоскостях и направлениях, что и при статической деформации. Начинается пластическая деформация в благоприятно ориентированных зернах вблизи концентраторов напряжений.

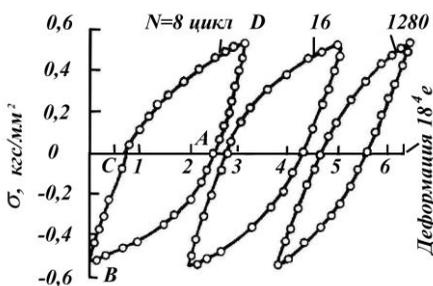


Рис.38. Петли гистерезиса при циклическом нагружении монокристалла алюминия. Цифры на кривых – число циклов

Развитие пластической деформации приводит к деформационному упрочнению. Оно особенно существенно при малоцикловой усталости, когда величина действующих напряжений вели-



ка. Наглядной характеристикой деформационного упрочнения может служить ширина петли гистерезиса в координатах напряжение - деформация. В обычных усталостных испытаниях такие кривые не записывают, но если их построить по результатам динамических измерений напряжений и деформаций, то полученная диаграмма за каждый цикл нагружения будет иметь вид асимметричной петли (рис.38). Асимметрия связана с проявлением эффекта Баушингера. Если образец в первом полуцикле подвергают сжатию, то при заданных характеристиках цикла первая петля на рис.38 придет из точки *A* в точку *B*, когда образец будет заметно пластически деформирован. В результате разгрузки кривая попадет в точку *C* по прямой, соответствующей снятию упругой деформации. Когда в следующем полуцикле образец подвергается растяжению, пластическая деформация начинается при очень низком напряжении. Это и есть эффект Баушингера. Чем больше баушингеровская деформация, тем шире петля гистерезиса. Если материал будет упрочняться в процессе усталостного испытания, то величина этой деформации и ширина петли должны уменьшаться из-за возрастающих трудностей перераспределения дислокаций при изменении знака напряжений. Действительно, эксперименты показывают быстрое уменьшение ширины *W* петли гистерезиса по мере увеличения числа циклов нагружения *N* (см.рис.38).

Для монокристаллов алюминия, например, $W=AN^{-q}$, где *q* - коэффициент деформационного упрочнения; *A* - постоянная.

Обычно при высокоцикловой усталости ширина петли стабилизируется за время, не превышающее 5% длительности всего испытания.

Отличительный признак дислокационной структуры металлов после низкотемпературного циклического нагружения - многочисленные пороги и дислокационные петли, появляющиеся уже на начальных этапах испытания. Это результат частых пересечений дислокаций и повышенной концентрации точечных дефектов, возникающих при движении дислокаций с порогами под действием переменных напряжений. С увеличением числа циклов наблюдается образование скоплений петель и дислокаций со ступеньками, а затем формирование малоугловых границ.

По мере увеличения числа циклов нагружения тонкие линии скольжения на поверхности превращаются в грубые полосы с необычным для статической деформации рельефом. Анализ профиля этих полос показывает наличие в них выступов и впадин. Развитие полос скольжения в условиях действия больших напряже-



ний качественно аналогично тому, которое наблюдается при статической деформации. Они могут быть удалены путем полировки поверхности, и долговечность образца повысится. Однако полосы, образующиеся в процессе испытания с малой амплитудой напряжений, более устойчивы и полировкой уже не удаляются. Впадины в таких устойчивых полосах сначала имеют глубину не более 10 мкм, а по истечении примерно 25% общего времени испытания - до 30 мкм.

Зарождение усталостных трещин

Первые видимые трещины возникают у впадин устойчивых полос скольжения. Это доказано прямыми микроскопическими наблюдениями.

Таким образом, зародышами усталостных трещин являются поверхностные впадины. Механизм образования впадин и выступов можно представить по-разному. Они могут возникнуть, например, при последовательном действии дислокационных источников, генерирующих дислокации в разных системах. В результате за полный цикл на поверхности образуются выступ и впадина, которые растут по мере увеличения числа циклов.

Вторая возможная схема образования выступов и впадин основана на представлении о возможности кругового движения винтовых дислокаций. Под действием циклически меняющихся напряжений винтовая дислокация может двигаться по замкнутому контуру, переходя из одной плоскости в другую за счет поперечного скольжения. При этом предполагается, что один конец дислокации выходит на поверхность, образуя в результате выступ или впадину. Для реализации этой схемы необходимо действие какого-либо запирающего механизма, который преобразует колебательное движение дислокации в движение по замкнутому контуру.

Предложен еще целый ряд механизмов образования выступов и впадин на поверхности образцов во время усталостных испытаний. Ни один из них нельзя считать общим или твердо доказанным. Наиболее близкими к действительности считаются те, которые базируются на анализе движения винтовых дислокаций. Это объясняется тем, что полосы скольжения, в которых появляются зародышевые трещины у впадин, формируются в условиях интенсивно развитого поперечного скольжения винтовых дислокаций.



Распространение усталостных трещин

Трещины зарождаются уже на начальных стадиях испытания - по истечении 5÷10% общего времени испытания. Все остальное время приходится на процесс их постепенного развития.

Этот процесс изучен еще недостаточно глубоко. На самых начальных стадиях роста, когда зародышевая трещина имеет субмикроскопические размеры, она может разрастаться за счет притока вакансий, в большом количестве возникающих при циклических нагружениях. Во многих случаях впадины в полосах скольжения достигают такой глубины, при которой их дальнейшее развитие может идти в результате концентрации напряжений у дна впадины (вершины трещины).

Вначале зародышевые трещины распространяются вдоль полос скольжения, а затем их рост происходит перпендикулярно направлению растягивающих напряжений (нормально поверхности образца). На усталостном изломе в этот период хорошо видны полосы, отражающие последовательное положение распространяющейся трещины. Трещина здесь развивается как вязкая: во время каждого цикла нагружения у ее вершины происходит значительная пластическая деформация. Скорость такого прерывистого распространения трещины весьма мала и определяется ее длиной и уровнем действующих напряжений.

На начальных стадиях испытания в образце возникает множество трещин, но большинство из них почти не развивается. Это объясняется упрочнением материала в локальных объемах, примыкающих к трещинам, из-за концентрации здесь напряжений. Дальнейшее развитие получают только те трещины, которые достигают достаточно большой длины и имеют очень острую вершину (малый радиус надреза). Окончательное разрушение происходит в результате ослабления сечения какой-то одной, самой острой и глубокой трещиной. Расстояние между стенками этой трещины очень мало, в некоторых точках они могут даже соприкасаться и тереться друг о друга.

Итак, усталостная трещина - это глубокий и острый надрез. Площадь сечения образца в месте этого надреза со временем уменьшается настолько, что приложенные напряжения оказываются выше разрушающего. Как только такое условие будет достигнуто, произойдет очень быстрое окончательное разрушение - чаще хрупкое, иногда (у очень пластичных материалов) вязкое. В последнем случае время окончательного разрушения тоже ничтожно мало по сравнению со временем всего испытания.

Конечный вид усталостного излома (см. рис.34) всегда имеет



Механические и физические свойства материалов

две четко различимые зоны. Одна из них гладкая, притертая, со следами перемещения усталостной трещины. Вторая зона имеет структуру, типичную для хрупкого или вязкого разрушения при статических испытаниях.

5.2. Влияние различных факторов на характеристики выносливости

Усталостные свойства, как и всякие механические свойства, зависят от условий проведения испытания, состава и структуры материала.

Влияние характеристик цикла напряжений

Выше уже отмечалось, что поведение образцов и их усталостная долговечность в первую очередь определяются максимальным напряжением цикла и его амплитудой σ_a . Чем они больше, тем быстрее происходит усталостное разрушение.

Выносливость зависит также от среднего напряжения цикла σ_m которое определяет постоянную составляющую циклического напряжения. Чем больше среднее напряжение цикла, тем меньшая амплитуда напряжений требуется для разрушения материала при одной базе испытания. Допустимые напряжения σ_m связаны также с максимальным и минимальным напряжениями цикла.

Существенное влияние на характеристики выносливости оказывает соотношение растягивающих и сжимающих напряжений. Чем больше растягивающие напряжения, тем ниже выносливость. Наоборот, увеличение средних сжимающих напряжений при неизменном растягивающем смещает кривую усталости в сторону больших напряжений. Эти эффекты объясняют противоположным действием растягивающих и сжимающих напряжений на процесс раскрытия трещины. Дополнительное сжатие тормозит этот процесс, а растяжение ускоряет его.

Характер изменения напряжения между σ_{max} и σ_{min} мало сказывается на выносливости. Поэтому циклы сложной формы, встречающиеся на практике, всегда можно свести к простым, а стандартные усталостные испытания проводят с использованием простейших по геометрии циклов.

Повышение частоты циклов при прочих равных условиях обычно вызывает некоторое увеличение характеристик выносливости, особенно при повышенных температурах. Наибольший предел выносливости получается при испытаниях по схеме изгиба, наименьший - при кручении.



Влияние состояния поверхности, окружающей среды и концентраторов напряжений

Поскольку усталостные трещины образуются в поверхностных слоях образцов и деталей, состояние этих слоев играет важную роль.

Для получения высокого предела выносливости структура поверхностного слоя должна обладать максимально возможным сопротивлением деформации. Это достигается применением химико-термической обработки, поверхностным наклепом и т. д. Все эти обработки способствуют не только упрочнению поверхности, но и созданию там дополнительных сжимающих напряжений, которые, как отмечалось выше, тормозят развитие усталостных трещин.

На усталостные свойства сильно влияет внешняя среда, контактирующая с поверхностью. Установлено, что на воздухе усталостные трещины развиваются быстрее, чем в вакууме. Вероятно, кислород абсорбируется на стенках трещины и уменьшает их поверхностную энергию. Поэтому любые способы изоляции поверхности от воздушной атмосферы увеличивают предел выносливости.

Если материал во время циклического нагружения находится в жидкой коррозионной среде, то его выносливость может резко снизиться. Это явление коррозионной усталости наиболее важно для материалов, работающих в контакте с водой, особенно морской. При выборе материала для таких условий работы нужно в первую очередь обращать внимание на его коррозионную стойкость и лишь во вторую - на выносливость в обычных условиях.

Усталостные трещины часто возникают на поверхности у различных концентраторов напряжений. Поэтому большое внимание уделяют качеству поверхности образцов при испытаниях. Выше уже отмечалось, что полировка поверхности, особенно электролитическая, приводит к существенному повышению предела выносливости. Этот эффект наглядно проявляется также, если производить подполировку в процессе испытания, удаляя возникающие из-за пластической деформации поверхностные неровности.

По С.В.Серенсену, переход от полированных образцов из стали с $\sigma_B=100\text{кгс/мм}^2$ к хорошо отшлифованным снижает предел выносливости на 10%, к грубо отшлифованным - на 15%, а к фрезерованным - на ~45%.

Наиболее важным концентратором напряжений являются надрезы, которые всегда имеются на поверхности реальных изде-



лий в виде рисок, царапин, мелких трещин.

Чувствительность материала к надрезу при усталостных испытаниях, как и в условиях статического нагружения, определяется в первую очередь его пластичностью. Чем выше пластичность, тем больше работа пластической деформации даже при наличии концентратора напряжений, меньше скорость распространения трещины и больше предел выносливости. Однако нечувствительными к поверхностному надрезу могут оказаться и хрупкие материалы, содержащие большое число внутренних концентраторов напряжений (например, серый чугун).

Влияние масштабного фактора также связывают с качеством поверхности. При увеличении размеров образца (детали) растет вероятность наличия на его поверхности опасного концентратора напряжения, который вызовет преждевременное усталостное разрушение.

Влияние температуры испытания

Изменение температуры качественно не сказывается на характере кривых усталости. По мере ее повышения наблюдается смещение этих кривых в сторону более низких напряжений. Если при каких-то температурах испытания сплавов происходят фазовые или структурные изменения, то это приводит к немонотонному изменению характеристик выносливости.

В условиях высокотемпературной усталости формируется субзеренная структура, характер распространения трещин вместо внутризеренного часто становится межзеренным. Трещины зарождаются в стыках между зёрнами в результате межкристаллитных смещений или на пограничных порах. Эти поры возникают в месте встречи поверхности границы с полосами скольжения.

В реальных условиях высокотемпературной службы материалов усталостные процессы и ползучесть протекают параллельно. Важное значение имеет усталость в условиях циклического изменения температуры. Если такое изменение температуры происходит при постоянном напряжении, то мы имеем дело с так называемой термической усталостью. Разрушение здесь происходит как в результате циклического нагружения (под действием термических напряжений), так и в результате ползучести.

В условиях циклического нагружения при одновременном термоциклировании долговечность материала определяется, во-первых, температурной зависимостью его выносливости, во-вторых, сопротивлением термической усталости и, наконец, способностью к релаксации напряжений путем ползучести.



6. Жаропрочность металлов

Испытания на жаропрочность

Жаропрочность - это способность металлического материала сопротивляться деформации и разрушению при кратковременном или длительном воздействии нагрузок при повышенных температурах. При кратковременном действии нагрузок характеристиками жаропрочности являются те же прочностные свойства, что и определяемые в обычных испытаниях на растяжение. При длительном действии нагрузки при повышенных температурах (выше $\sim 0,4 T_{пл}$ по шкале Кельвина) развивается ползучесть - непрерывная пластическая деформация под действием постоянного напряжения или постоянной нагрузки.

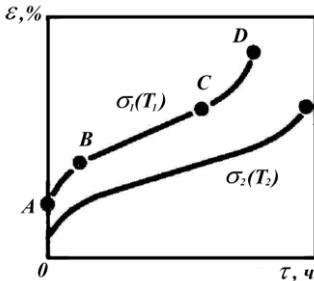


Рис.39. Первичные кривые ползучести при двух напряжениях ($\sigma_1 > \sigma_2$) или двух температурах ($T_1 > T_2$)

относительное удлинение ε - время τ (рис.39).

На этой кривой выделяют три стадии ползучести. После практически мгновенной упругой деформации (участок OA) наблюдается стадия неустановившейся ползучести, идущей с затуханием (участок AB). Затем следует стадия установившейся ползучести, на которой скорость ползучести постоянна (прямолинейный участок BC). Заключительная стадия ускоренной ползучести (участок CD) оканчивается разрушением. Чем ниже температура или меньше напряжение от приложенной нагрузки, тем медленнее идет ползучесть и продолжительнее стадия установившейся ползучести.

В зависимости от основного механизма деформации различают дислокационную и диффузионную ползучесть. При дислокационной ползучести основной механизм течения - движение дислокаций. При напряжениях ниже предела текучести, определенного в обычных кратковременных испытаниях на растяжение, движение большого числа дислокаций реализуется бла-



годаря длительному воздействию нагрузки при высоких температурах.

При диффузионной ползучести каждое зерно вытягивается вдоль оси растяжения в результате диффузионного перемещения атомов от продольных границ зерна к поперечным.

Выход конструкции из строя при эксплуатации возможен по двум причинам:

1) из-за недопустимо больших деформаций ползучести и 2) из-за разрушения. В первом случае характеристикой жаропрочного материала является условный предел ползучести - напряжение, которое вызывает за установленное время испытаний при определенной температуре заданное относительное удлинение образца или заданную скорость ползучести на прямолинейном участке кривой ползучести.

Испытания на ползучесть очень длительные. Стадия установившейся ползучести может длиться от нескольких часов до десятков и сотен тысяч часов, в зависимости от температуры, напряжения и природы сплава. Испытания на ползучесть обычно до разрушения образцов не доводят. Продолжительность испытаний устанавливают с учетом срока службы изделия. Испытания проводят в течение $50 \div 10\,000$ ч при допуске на относительное удлинение от 0,1 до 1 %. Пример обозначения предела ползучести при 700 °С с допуском на деформацию 0,2% за 100ч - $\sigma_{0,2/100}^{700}$. Пример обозначения предела ползучести при 600 °С с допуском

на скорость ползучести $1 \cdot 10^{-5} \% / \text{ч}$ - $\sigma_{1 \cdot 10^{-5}}^{600}$

Сопrotивление образцов разрушению при длительном нагружении характеризует предел длительной прочности (ГОСТ 10145-81) - напряжение, вызывающее разрушение материала за выбранное время испытаний при постоянной температуре. Предел длительной прочности, например, за 100 ч при 700 °С, обозначается как σ_{100}^{700} и называется пределом сточасовой прочности.

6.1. Способы повышения характеристик жаропрочности

Повышение характеристик жаропрочности (пределов ползучести и длительной прочности, релаксационной стойкости при высоких температурах) достигается в принципе теми же способами, которые были обсуждены применительно к прочностным свойствам при статических испытаниях. Однако влияние легирования и структурных параметров на жаропрочность характе-



Механические и физические свойства материалов

ризуется рядом специфических особенностей, которые и будут рассмотрены.

Повышение жаропрочности при переходе от чистых металлов к сплавам достигается за счет образования твердых растворов на базе основного металла и частиц избыточных фаз. При выборе основы следует учитывать, что уровень жаропрочности чистого металла связан с температурой его плавления. Чем она выше, тем больше прочность межатомных связей, меньше скорость самодиффузии и, следовательно, меньше при той же температуре скорость ползучести, контролируемая скоростью переползания дислокаций. Исходя из этих соображений, температура солидуса сплавов также должна быть по возможности выше. Если температура плавления сплава значительно ниже, чем металла-основы, то при высоких температурах чистый металл может оказаться прочнее сплава.

При выборе легирующих элементов, растворяющихся в основе, следует стремиться к минимальной энергии дефекта упаковки. В этом случае дислокации оказываются сильно растянутыми и их поперечное скольжение и переползание затруднено, что способствует повышению сопротивления деформации при ползучести. Наибольшее снижение энергии дефекта упаковки достигается при введении растворимых легирующих элементов с высокой валентностью.

Дальний порядок в твердых растворах также повышает сопротивление ползучести, потому что парные (сверхструктурные) дислокации ведут себя аналогично расщепленным.

Для получения высокой жаропрочности необходимо наличие в структуре частиц избыточных фаз - упрочнителей. Большинство жаропрочных сплавов - термически упрочняемые. В них частицы избыточных фаз образуются в процессе старения после закалки. В условиях длительной работы при высоких температурах, в стареющих сплавах обычно трудно сохранить максимальную дисперсность выделений. Температура старения на максимальную прочность при низкой (комнатной) температуре составляет $0,5 \div 0,6 T_{пл}$ и поэтому во время эксплуатации при более высоких температурах происходит коагуляция частиц, увеличение расстояния между ними и снижение эффекта упрочнения.

В целях хотя бы частичного предотвращения этого процесса легирующие элементы выбирают таким образом, чтобы избыточная фаза состояла из медленно диффундирующих компонентов и не содержала металла-основы. Такие фазы обычно представляют собой металлические соединения со сложной решеткой и высокой



Механические и физические свойства материалов

собственной жаропрочностью. Вместе с тем выделения, кристаллографически близкие к матрице, дольше остаются когерентными с ней и не коагулируют.

Максимальная жаропрочность литейных сплавов, предназначенных для работы выше $0,6 \div 0,7 T_{пл}$ достигается, как показал А.А.Бочвар, образованием при кристаллизации сетчатых или скелетообразных включений тугоплавкой и не взаимодействующей с матрицей избыточной фазы.

Высокой жаропрочностью обладают также дисперсноупрочненные материалы, в которых избыточная фаза не растворима в матрице, и поэтому ее коагуляция затруднена.

Выделения образуются и в процессе ползучести, затрудняя ее развитие. Особенно эффективно повышают сопротивление ползучести те частицы, которые образуются на дислокациях и дефектах упаковки.

Для затруднения межзеренной деформации полезны выделения на границах зерен. Чтобы они не вызывали снижения пластичности, необходимо обеспечить пониженную поверхностную энергию на межфазной границе частица - матрица.

Рассмотренные особенности влияния легирования на сопротивление ползучести и длительную прочность определяют основные требования к структуре жаропрочных сплавов. Она должна характеризоваться: 1) высокой легированностью твердого раствора медленно диффундирующими компонентами, 2) наличием дисперсных частиц фаз-упрочнителей, 3) стабильностью, 4) повышенной прочностью приграничных зон.



ЛИТЕРАТУРА

1. Золотаревский В.С. Механические испытания и свойства металлов. - М.:Металлургия, 1983. – 350 с.
2. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. – М.:МИСИС, 1998. – 400с.
3. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. – М.:МИСИС, 1994. – 480 с.
4. Жуков В.А. Механическая прочность и структура металлов. – Л.: ЛПИ им. М.И.Калинина, 1978. – 74 с.
5. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Т.1,2. – М.:Машиностроение, 1974. – 840 с.
6. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. – М.:Металлургия, 1975. – 208 с.
7. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Структура и механические свойства металлов. – М.:Металлургия, 1979. – 495 с.
8. Бернштейн М.Л. Структура деформированных сплавов. – М.:Металлургия, 1977. – 431 с.
9. Бернштейн М.Л. Прочность стали. – М.:Металлургия, 1974. – 200 с.
10. Гуляев А.П. Металловедение. – М.:Металлургия, 1977. – 647 с.
11. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.І. – М.:МИСИС, 1999. – 384 с.
12. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.ІІ. – М.:МИСИС, 1997. – 527 с.
13. Испытания материалов. Справочник. Под. ред. Х.Блюменауэра /Пер. с нем. М.:Металлургия, 1979. – 448 с.
14. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.:Металлургия, 1978. – 568 с.