**Министерство науки высшего образования Российской Федерации**

### Донской государственный технический университет

**Кафедра "** **Материаловедение и технологии металлов "**

**Ю.М. Домбровский**

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ:**

**ФИЗИЧЕСКИЕ И ПРИКЛАДНЫЕ АСПЕКТЫ**

**Учебное пособие**

**для студентов 3-го курса очной и заочной формы образования**

**направления 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов»**

**профиль подготовки «Материаловедение и технологии материалов в**

**приборостроении и медицинской технике»**

**Ростов-на-Дону, 2023**

ОСНОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

 – главные напряжения; ;

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

– длина трещины;

*r –* радиус в вершине трещины;

– теоретическое сопротивление разрыву межатомных связей;

*Е* – модуль нормальной упругости (Юнга);

*G* – модуль сдвига;

– теоретическое сопротивление сдвигу;

– условный радиус зоны пластической деформации в вершине трещины;

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

– соответственно критическая длина трещины и предельное номинальное напряжение при хрупком разрушении;

*К* – коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины при *σ<σ*T, где*σ*Т – физический предел текучести при растяжении;

*К1с* – критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации у вершины трещины;

*–* энергия образования вакансий;

– энергия миграции вакансий;

– энергия активации диффузии;

*k –* постоянная Больцмана;

*Т –* абсолютная температура, К;

**– предел текучести монокристалла при сдвиге;

*–* предел текучести поликристалла при сдвиге;

*b –*межатомное расстояние в направлении легкого сдвига;

*β –* плотность дислокации;

*d –* размер зерна;

*γS* – затраты удельной энергии на образование поверхности трещины;

*Тр*– температура рекристаллизационного отжига;

*Тп.р*.- температурный порог рекристаллизации;

*σ0,05* – условный предел упругости (остаточная деформация 0,05%);

*σ0,2* – условный предел текучести (остаточная деформация 0,2%);

– временное сопротивление;

– предел прочности;

– относительное удлинение при растяжении;

– относительное сужение при растяжении;

*ан* – 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.

Металл

###### Воздействия

###### Свойства

##### Химический

*состав*

###### Структура

###### Технологические

###### Эксплуатационные

Рис.1- Блок-схема (состав - структура - свойства - воздействия)

Специалистов чаще всего интересует механическая прочность и технологические свойства металлов, которые проявляются, прежде всего, в процессе изготовления машин и механизмов, когда изменяются размеры, форма и свойства изделий. 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 инженерам 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 окончиться разрушением. При пластическом течении, возникшая деформация не исчезает после снятия нагрузки и называется ***пластической***. В результате пластической деформации одна часть кристалла смещается относительно другой, что и приводит к необратимому изменению формы.

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, предел прочности (временное сопротивление) – 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, например, при растяжении) 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 занимают 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 составными элементами прочности при действительно физической трактовке этого термина.

### 1.2. Роль концентраторов напряжений

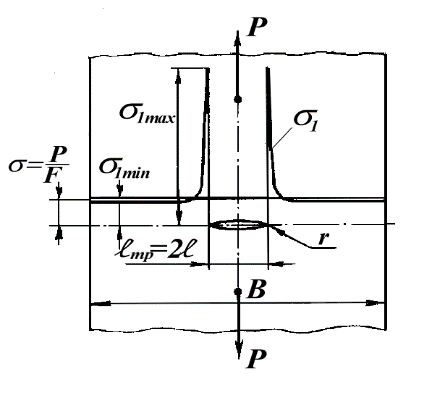


Рис.2. Образец с трещиной

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

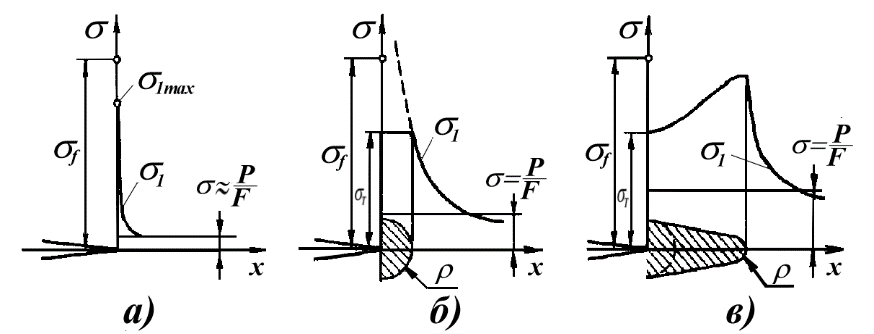
Теоретический коэффициент концентрации при условии, что длина трещины значительно меньше ширины В плоского образца (рис.2), равен:



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

** 

Материал с высоким сопротивлением пластической деформации при достижении  (рис. 3, а) величины сопротивления разрыву межатомных связей  начинает разрушаться в вершине трещины. Длина трещины увеличивается, а степень концентрации напряжений постоянно возрастает. Если условия нагружения таковы, что номинальное напряжение  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÷5. Теоретический коэффициент концентрации напряжений *ασ* в вершине трещины составляет более 100 и стекло с такими микротрещинами имеет предел прочности при растяжении 20÷60 МПа, в то время как прочность стекловолокна 3000 ÷ 3600 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 *<<*:

**;  **.**

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 достаточно толстом образце, – 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  вблизи трещины, тем меньше зона пластической деформации и выше степень концентрации напряжений в вершине трещины.
2. В направлении распространения пластической деформации вглубь металла радиус  уменьшается, а величина  возрастает из-за более жесткой схемы напряженного состояния при объемном растяжении материала (рис.3, в).

Очевидно, что опасность разрушения в условиях однократного 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  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÷10-3мм. Предположим, что разрушение произойдет, если достигнет теоретического сопротивления разрыву межатомных связей , а величина = 0,1Е. Тогда, учитывая приведенные соотношения, можно определить предельное (разрушающее) напряжение:



Напряжение, вызывающее хрупкое разрушение листовой строительной стали толщиной 10 мм (=350МПа при +200С) с трещиной всего 1÷2мм при низких температурах (=10-2÷10-3 мм), равно 300МПа, в то время как при +200С (=1мм) и =300МПа хрупкое разрушение не происходит, пока длина трещины не достигнет 2 м.

В приведенных оценках хрупкого разрушения не учитывалось то обстоятельство, что кроме предела текучести  и величина при пластической деформации изменяется от температуры и также обе они зависят от скорости нагружения. Однако качественно, полученные выводы справедливы.

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

,

где *–* длина критической трещины; *–* предельное напряжение,вызывающее хрупкое разрушение детали с трещиной ; **<.

Последнее соотношение связывает свойства материала и  с величиной трещины  и напряжением , 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  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 *σ0,05*; условный предел текучести *σ0,2*; временное сопротивление *σв*; предел прочности *σпч*. При этом определяются также характеристики пластичности: относительное удлинение и относительное сужение  после разрыва и аналогичные им при сжатии, изгибе и кручении. Как показывает опыт конструирования и эксплуатации машин, фактически отсутствует строгая зависимость между величиной конструкционных материалов и частотой разрушения, чувствительностью к трещинам и другим концентраторам.

При определении и  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 *KCU* или *KCV* (в зависимости от формы надреза - соответственно U- или V-образный) 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 *KC* 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 к хрупкому разрушению – 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 известно, что резкое возрастание числа отказов деталей машин наблюдается обычно, если ударная вязкость становится ниже 300÷400 кДж/м2. Например, к низколегированным строительным сталям, применяемым для сварных тяжело нагруженных конструкций при температуре эксплуатации ниже – 500С и выше –650С, предъявляются следующие требования: 1) *KCV*при –700С 250÷300кДж/м2; 2) *KCV* при +200С 600кДж/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 даже более высоких температурах.

Оценка пластичности по величине *KC* к сожалению не учитывает влияния многих факторов: размеров, формы и напряженного состояния материала конструкций, скорости нагружения, остаточных напряжений, которые существенно уменьшают величину 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.

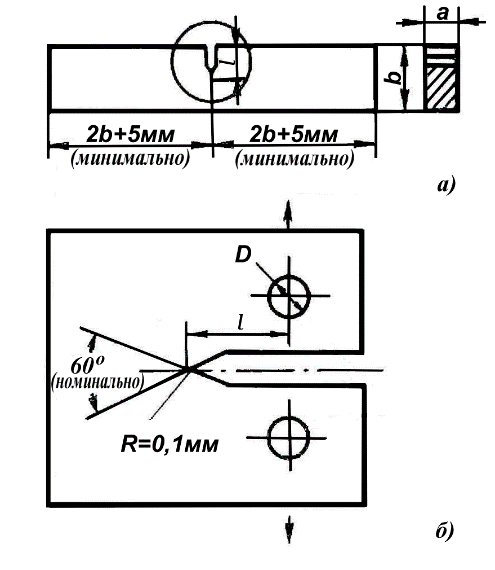
В последние годы большое распространение получили статические испытания образцов с надрезом и трещиной для определения вязкости разрушения (трещиностойкости), а, по сути, – сопротивления распространению трещины.

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 любом 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 *,* где *K* – коэффициент интенсивности растягивающих напряжений у переднего края трещины;– номинальное растягивающее напряжение вдали от трещины;  – 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 *K1с* и называется вязкостью разрушения при плоской деформации.

Методические рекомендации по определению *K1с* 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.



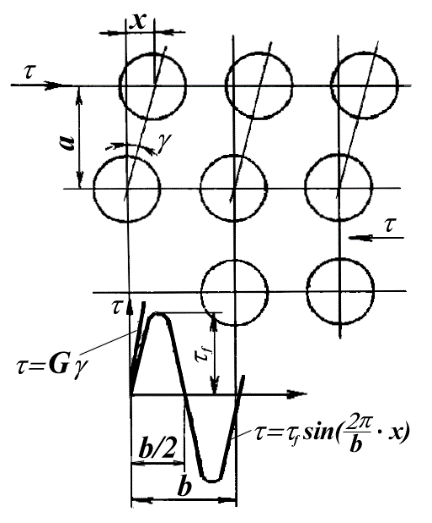
*Рис.4. Образцы для испытаний на вязкость разрушение по схеме изгиба (а) и внецентренного растяжения (б)*

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 упруго-напряженного состояния вдали от нее. Если это условие было выполнено, то полученное значение коэффициента *K* считается равным *K1с*, 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.



*Рис.5. Схема для расчета теоретического сопротивления сдвигу*

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).

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

,

где – теоретическое сопротивление сдвигу; *х* – величина смещения одного слоя атомов относительно другого.

При малых смещениях () справедлив закон Гука  и имеет место равенство



Следовательно, величина теоретического сопротивления сдвигу равна  , а при *b=a* - .

Минимальный модуль сдвига G кристалла железа при комнатной температуре 0,69⋅105 МПа, тогда теоретическое сопротивление сдвигу такого кристалла =1,1⋅104 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⋅104МПа).

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 *ms*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. Взаимодействие 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.

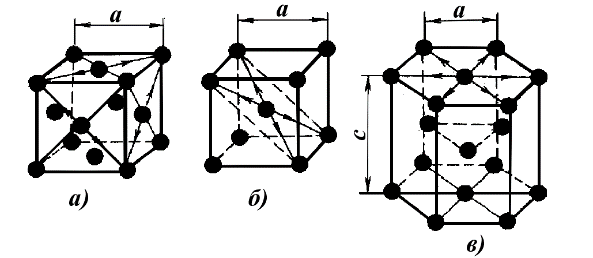
Характерным примером кристалла с ковалентной связью является углерод в форме алмаза. Для заполнения оболочки атома углерода 2 s2p2 необходимо еще 4 электрона, которые он получает при взаимодействии с четырьмя другими атомами углерода. При этом один из s-электронов переходит в p-орбиталь s2p2  - sp3 (возбужденное 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 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 достроить валентную оболочку до 2×1, 2×2 или 2×3 электронов, что недостаточно для образования устойчивой восьмиэлектронной s2p6 орбитали. В конденсированном (жидком или твердом) состоянии валентные электроны этих элементов частично обобществляются на весь металлический кристалл, а другой 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 s2, s2p6, d10, f14. 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]](#footnote-1) К12. Структуру ГЦК имеют наиболее электропроводные металлы Cu, Ag; наиболее пластичные Cu, Ni, Pt и др.

Если локализованные электроны отдельного атома образуют наполовину заполненные орбитали sp3, d5, f7, то наиболее устойчивые электронные орбитали s2p6 d10 и f14 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 К8. Кристаллическую структуру ОЦК имеют такие металлы, как Feα, Mo, W, Cr, Tiβ 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 d5 –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 Tiα, Zrα, 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 Г12.

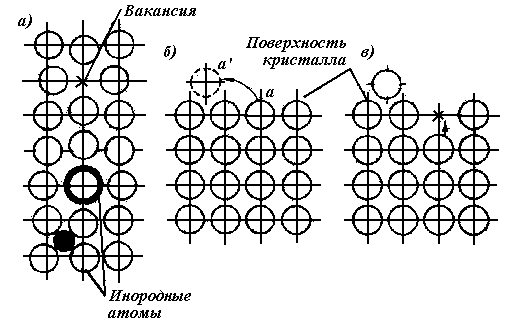
Плотность расположения атомов в кристалле зависит от направления. Поэтому кристаллы – анизотропные твердые тела, этим они отличаются от жидких и аморфных твердых тел.

На рис. 6 показаны направления и плоскости наиболее легкого 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 направлениях, 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.

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 *ω0* 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 – *ωв*, а энергию ее перемещения (миграции) – *ωм*. Отношение:

,

представляющее собой вероятность образования вакансий, можно определить по Больцману

.

Соответственно вероятность миграции (диффузии) вакансий в кристалле пропорциональна величине



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

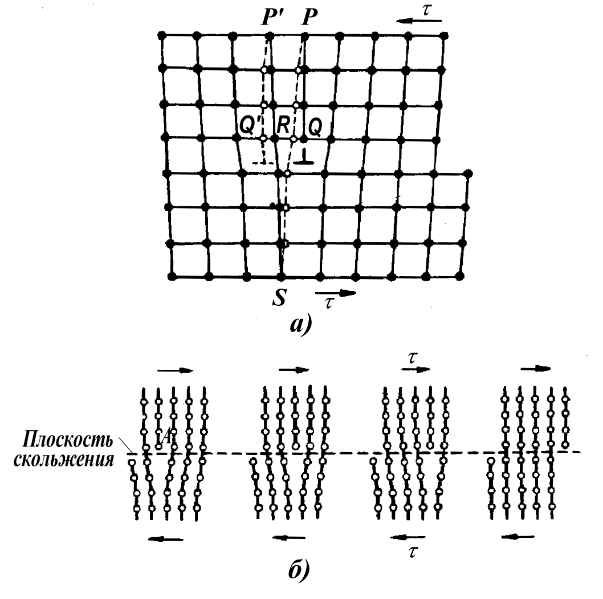


Величина *ωд* зависит от энергии связи атомов в кристалле (*ω0*) и составляет 0,5–0,7 этой величины. Таким образом, коэффициент диффузии атомов на несколько порядков меньше коэффициента диффузии вакансий. Например, коэффициент диффузии вакансий в алюминии при 1000С равен 10-8 см2/с, а коэффициент самодиффузии 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.

**

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

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 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 ****.

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 ****, приложенное перпендикулярно линии дислокации, вызывает смещение атомных полуплоскостей. При определенной величине напряжения полуплоскости скачком смещаются 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 **** 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. имеются в виду готовые ступеньки, к которым присоединяются атомы из кристаллизующегося 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).

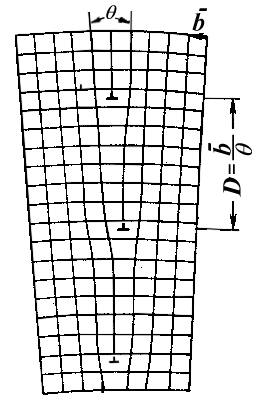
6. При охлаждении металла за счет термических напряжений и анизотропии коэффициента термического расширения соседних зерен, разориентированных на большие углы (десятки градусов), могут зарождаться дислокационные петли (около включений, трещин, границ двойников и др.). Расчет показывает, что этот процесс возможен при концентрации напряжений в отдельных 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 поверхностным двумерным дефектом кристаллического строения, локализующимся 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 малоугловыми, 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  расстояние *D* между дислокациями с вектором Бюргерса‾*b* определяется соотношением:



**

*Рис.9. Симметричная малоугловая граница наклона*

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.

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 переползания дислокаций.

Энергетически выгодно выстраивание дислокаций в стенке, приводящее к разделению зерна на субзерна-полигоны. Этот процесс наблюдается в холоднодеформированном 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 (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.

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 зернограничных 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; зернограничное проскальзывание; диффузию и миграцию высокоугловых границ при рекристаллизации и разнообразных фазовых превращениях в твердом состоянии.

### 2.3. Способы торможения дислокаций в монокристалле

Скользящие дислокации всегда тормозятся, часто вплоть до остановки, под действием разнообразных факторов. Изучение этих факторов представляет исключительно большой интерес, т.к. с торможением дислокаций прямо связаны важнейшие механические свойства и, прежде всего, прочность металла. Даже в кристалле, свободном от других факторов, скольжению дислокаций препятствует 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 технологий.

#### 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.

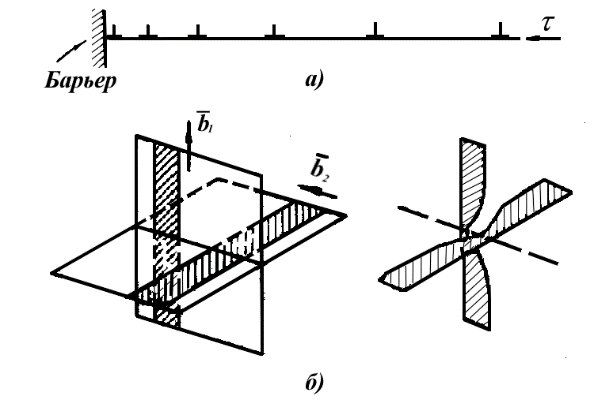
Критическое касательное напряжение, обусловленное "трением" в решетке, очень трудно не только рассчитать, но и экспериментально определить, т.к. действительный предел текучести зависит не только от силы Пайерлса, но и от других факторов, значительно больше препятствующих скольжению дислокации (приближенная 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 дефектов.

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

Часто при движении в одной или нескольких плоскостях (системах) 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 повышенного 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 Ломера–Коттрелла, привязанные к линии пересечения плоскостей. Такие дислокации являются барьером для других дислокаций, в результате чего около барьера Ломера–Коттрелла возникает скопление, нагромождение дислокаций. 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.

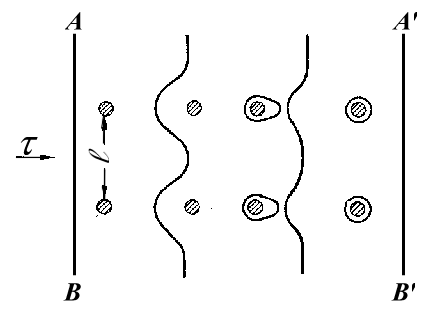
Двойниковая граница аналогично межзеренной из-за различия в ориентировке плоскостей скольжения по обе стороны от нее является эффективным барьером для дислокаций.

Границы блоков, как дислокационные барьеры, значительно менее эффективны, чем межзёренные границы. Ориентировка решетки при переходе через субзеренную границу изменяется слабо, однако, более слабое тормозящее действии малоугловых границ имеет и свои преимущества. Этот вид препятствий является полупроницаемым барьером, который в определенный 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.

**

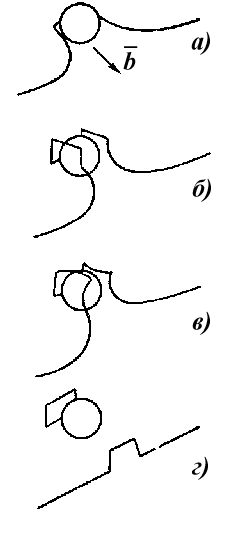
*Рис.11. Схема торможения дислокаций дисперсными частицами*

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 на длительную прочность при повышенных температурах).

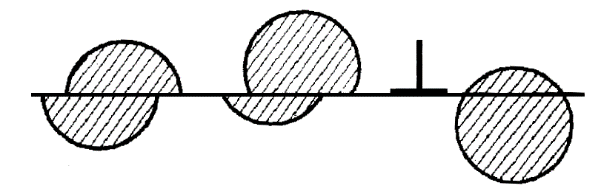
Локальное поперечное скольжение начинается с того, как скользящая краевая дислокация, выгибаясь между частицами второй фазы, образует винтовые сегменты, которые способны совершать двойное поперечное скольжение, переходя в новую плоскость скольжения для обхода частицы, а затем снова возвращаясь в плоскость 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 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 ермического расширения частицы и матрицы, из которой она выделилась.

#### 2.3.5. Торможение дислокаций атмосферами атомов примесей и легирующих элементов

Атмосферы Коттрелла, Сузуки и Снука

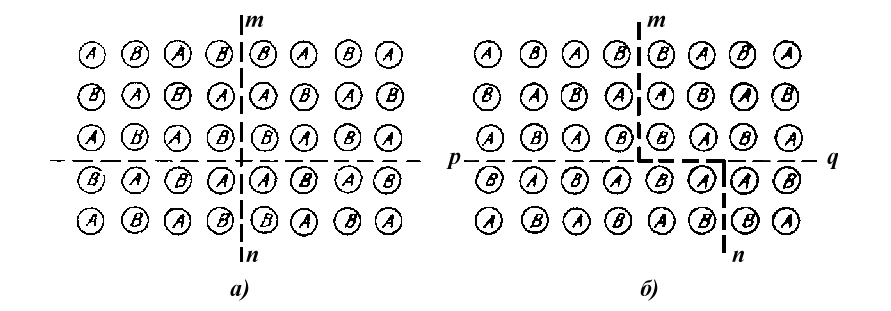
В атмосфере Коттрелла атомы примеси или легирующего элемента привязаны к дислокации силами упругого взаимодействия. Скользящая дислокация стремится увлечь за собой атмосферу Коттрелла, которая в отличие от дислокации может перемещаться диффузионным путём. Поэтому о движении атмосферы совместно с дислокацией 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 ее 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 ближний 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.

**

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

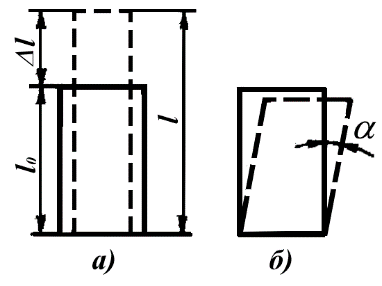
В растворах с дальним порядком, торможение дислокации возникает из-за увеличения протяжённости границ антифазных доменов. На рис.14 хорошо видно, как сдвиг верхней части кристалла по отношению к нижней в результате движения дислокации образовал дополнительную поверхность, на которой встречаются атомы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

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.



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

Под действием приложенных к телу внешних сил (нагру­зок) происходит деформация - изменение формы и размеров тела. На рис.15 показаны два простейших случая деформа­ции: одноосное растяжение и сдвиг. Количественной характери­стикой деформации при растяжении является относительное удлинение *,* где и  - длина образца до и после деформации. Количественной характеристикой деформации при сдвиге является относительный сдвиг γ=tgα.

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

Единица механического напряжения - паскаль (1Па=1 Н/м2). Так как паскальэто очень малое напряжение, то для измерения реальных напряжений в изделиях используют единицы, кратные паскалю: МегаПаскаль (1МПа=106 Па) и ГигаПаскаль (1ГПа=109Па). В прак­тическом металловедении пока сохра­няется и не рекомендуемая стандар­тами единица напряжения кгс/мм2 (1кгс/мм2=9,8МПа≈ 10МПа). Силу, действующую на единицу площади выбранного сечения, можно разложить на составляющую, нор­мальную к сечению, и составляющую, лежащую в плоскости этого сечения*.* Соответственно, различают нормальные ** и касательные **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:

,

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

*,*

где *G -* модуль сдвига. Так как *ε* и *γ* - безразмерные вели­чины, то *Е* 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 *Е* 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 | *Pb* | *Al* | *Сu* | *Fe* | *Mo* | *W* |
| *TПЛ*, °С | 327 | 660 | 1083 | 1539 | 2625 | 3410 |
| *Е,* 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 *Emax*=290ГПа (направление <111>) и *Emin*=132ГПа (направление <100>), а у поликристаллических железа в любом направлении *E*=210ГПа.

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*=70ГПа, а у алюминиевого сплава дуралюмина марки Д16, подвергнутого термической обработке на максимальную прочность, *E*=72ГПа. Сильно различающиеся по химическому составу и прочности многочисленные углеро­дистые и легированные стали имеют модуль Юнга в узком диа­пазоне (196÷224 ГПа).

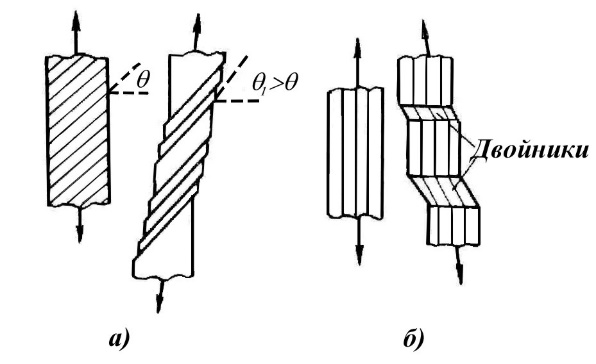
Жесткость конструкции тем выше, чем больше модуль упру­гости. Учитывая, что модуль упругости определяется в первую очередь металлом — основой сплава, при необходимости сущест­венно увеличить жесткость конструкции следует переходить к сплавам на другой основе, например, от алюминиевых спла­вов к титановым 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 разнообразной 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.



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

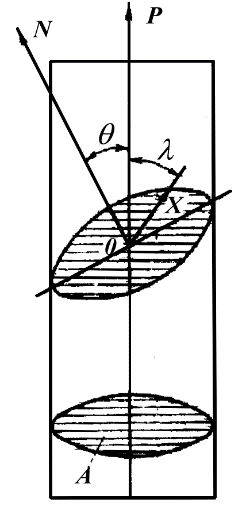
В зависимости от температуры и скорости деформирования, типа кристаллической решетки и других факторов преобладают те или иные механизмы пластической деформации. Ниже бу­дут рассмотрены только механизмы холодной деформации, про­текающей при температурах ниже (0,25 .. .0,3) *ТПЛ,* где *ТПЛ* - температура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

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 макропластическую 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 <110>. Совокупность плоскости и на­правления скольжения в этой плоскости называют системой скольжения. В ГЦК решетке четыре семейства по-разному ориентированных в пространстве плоско­стей {111}. В каждом таком семей­стве плоскостей имеется по три направ­ления типа <110>. Например, в пло­скости (111) находятся направления [101], [011] и [011]. Итого в ГЦК ре­шетке 4×3 =12 систем скольжения.

У металлов с ОЦК решеткой сколь­жение может проходить по плоскостям {110}, {211} и {321} в направлениях типа <111>. 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 *-* это угол между осью растяжения монокристалла и нормалью *ON* к плоскости скольжения, *λ* - угол между этой осью и направлением скольжения *ОХ.* Состав­ляющая приложенной к монокристаллу растягивающей силы *Р* в направлении скольжения равна , а площадь скольже­ния равна , где *А —* площадь поперечного сечения моно­кристалла, перпендикулярная оси растяжения. Отсюда, так на­зываемое, приведенное напряжение сдвига, действующее в пло­скости скольжения и в направлении скольжения:

,

где *σ* - растягивающее напряжение, равное *Р/А.*

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 - *.* Макси­мальное значение (0,5) фактор Шмида имеет в том случае, когда плоскость и направление скольжения расположены под углом 45° к оси растяжения, т.е. *λ*=*θ* =45°. 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 *τ0* не зависит от ориентации плоскости скольжения по отношению к приложенной нагрузке. Так, например, у меди чистотой 99,999% все системы скольжения {111} <110>, т. е. (111) [101], (111) [011] и т. п., характеризуются *τ0*=0,35МПа. У меди чистотой 99,98 % - *τ0*=1МПа. Видно, что величина *τ0* очень сильно зависит от чистоты металла. У железа чистотой 99,96% системы скольжения {110} <111> характеризуются *τ0*=15МПа. При одинаковой чистоте железо, по срав­нению с медью, требует более высокого касательного напряже­ния для начала деформации скольжением при 20°С. Критиче­ское напряжение сдвига - одна из фундаментальных характеристик металла.

Растягивающее напряжение *σ0,* которое необходимо достичь для начала пластической деформации монокристалла, зависит от величины *τ0* и от ориентации плоскости и направления сколь­жения, т. е. от фактора Шмида: . 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 *τ0*. 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 новые и новые зерна, в плоскостях скольжения которых достигается *τ0*.

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. Останавливаясь 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 *τ0* , 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 зависимость напряжения растяжения *σ* от степени деформации *ε* при удлинении, например, монокристалла с ГЦК решеткой можно выделить три стадии. Начальный участок соответствует области столь малой упругой деформации, что на реальных диаграммах он может совпадать с осью ординат. На Ι 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 ΙΙ 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 упрочнения.

На стадии ΙΙΙ коэффициент деформационного упрочнения (dσ/dε) 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 коэффициента 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 Ι, ΙΙ и ΙΙΙ стадии и соответствующей им величиной коэффициента деформационного упрочнения.

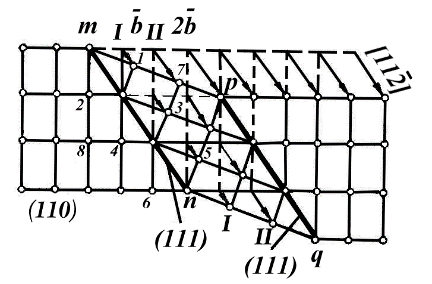
Так, например, в поликристаллах стадии легкого скольжения не наблюдается, так как с самого начала скользящие дислокации останавливаются границами зерен, развивается множественное скольжение, образование дислокационных барьеров и поперечное скольжение дислокаций. В результате большая часть деформации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

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

Анализируя форму, расположение линий скольжения и расстояние между ними можно составить представление о картине и величине пластической деформации. Так, например, Ι стадии деформации соответствуют тонкие, длинные линии скольжения (до 1 мм), параллельные друг другу. На следующей (ΙΙ-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 (mn и pq).

**

*Рис.18. Схема двойникования в ГЦК кристалле*

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

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 Ι-Ι (см. рис.18), со­седнего с плоскостью двойникования **mn**, смещаются на век­тор ‾b. Атомы второго от плоскости **mn** слоя ΙΙ-ΙΙ смещаются на вектор ‾b по отношению к атомам соседнего слоя Ι-Ι и ока­зываются смещенными вдоль вектора *2‾b* из исходного (до де­формации) положения и т. д. В результате такого взаимосвя­занного, кооперативного смещения атомов и образуется двойни­ковая прослойка **mnqp***,* 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 обусловливает очень высокую скорость образования двойнико­вой прослойки, близкую к скорости звука в металле,

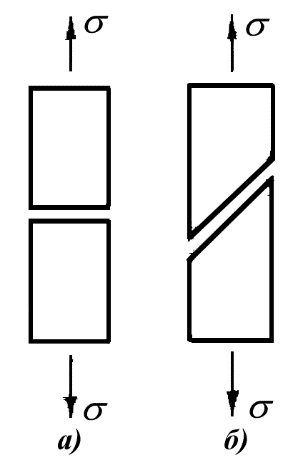
Для механического двойникования требуется большее напря­жение, чем для скольжения, поэтому основной вид пластической деформации металлов -скольжение. Двойникование активно развивается в тех случаях, когда скольжение по каким-либо причинам затруднено. Двойникованию способствуют низ­кие температуры и высокие 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÷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 микрообъемах 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.

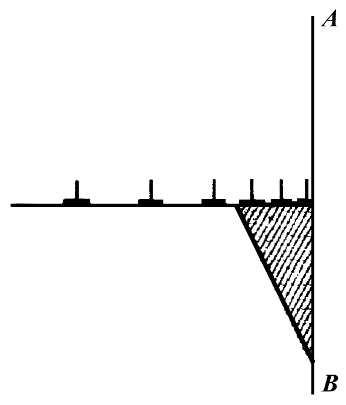
**

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

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 ~45° (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 характерен для неметаллов и некоторых малопластичных литых сплавов.

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

Межкристаллитное разрушение развивается в том случае, когда границы чем-то ослаблены, например неметаллическими включениями. Трещина может зародиться на границе зерен, но распространяется по телу зерен: такое разрушение называют внутрикристаллитным.

**

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

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, на­пример, 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 обусловливает внезапность и катастрофи­ческие последствия хрупкого разрушения: разрушение мостов, разрыв магистральных газопроводов на длину в сотни метров, разрушение сосудов высокого давления и др.

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 , 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  уменьшение запасенной упругой энергии, перекрывает увеличение поверхностной энергии. Это означает, что при превышении критической длины  развитие трещины на, так называемой, закритической или неустановившейся стадии идет за счет запасенной энергии упругой деформации, не требуя увеличения растягивающей нагрузки. Критическая длина трещины  и соответствующее ей растягивающее напряжение *σ* связаны соотношением (критерием) Гриффитса.

,

где  - удельная поверхностная энергия; *Е* – 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  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, характеризуемая удельной величиной  (работой пластической деформации, отнесенной к единице площади стенки трещины). Тогда в приведенной формуле вместо величины  следует подставить сумму (), а т.к.  на несколько порядков больше , то в формула примет вид:

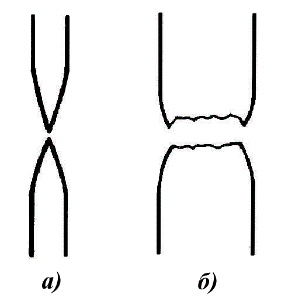
.

Так как работа образования стенок трещины при квазихрупком разрушении 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  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.

**

*Рис.21. Формы излома при вязком разрушении*

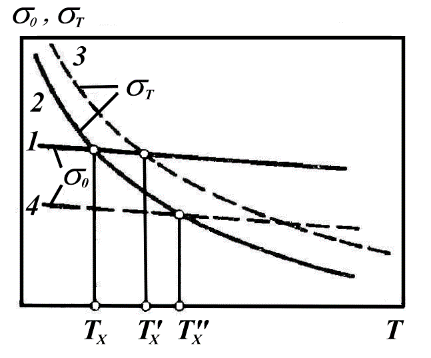
Вязкое разрушение характеризуется не только предшествующей ему большой пластической деформацией, но и медленным раз­витием трещины, причем для роста трещины необходим подвод энергии извне. При эксплуатации деталей машин и конструк­ций, во избежание необратимого изменения их формы, нагрузку выбирают так, 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.

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 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.

**

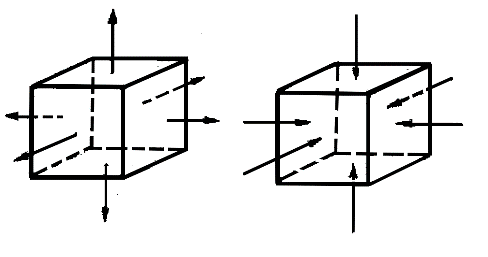
*Рис.22. Схема Иоффе, объясняющая переход из вязкого состояния в хрупкое*

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 А.Ф. Иоффе предложил схему (рис.22), которая помогает понять влияние разных факторов на переход из вяз­кого состояния в хрупкое, и, прежде всего, влияние температуры. Эта схема базируется на разной температурной зависимости сопротивления отрыву и предела текучести. Сопротивление отрыву *σ0*, 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 *σТ*, сильно снижается с повышением температуры (кривая *2).* Пересечение кривых 1 и 2 на рис.22 соответствует температуре *ТХ,* называемой температурой хрупко-вязкого пере­хода или же температурным порогом хладноломкости. При темпера­турах выше *ТХ* *σТ<σ0*, при нагружении вначале достигается пре­дел текучести и разрушению предшествует значительная пла­стическая деформация. При температурах ниже *ТХ* *σ0<σТ*, 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'Х>TХ*). 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''Х>TХ.* Это может произойти, например, в результате сегрегации по границам зерен атомов примеси, ослабляющей межзеренную связь.

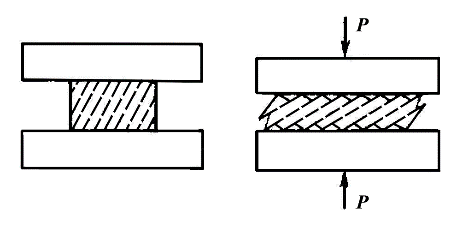
**

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

На тип разрушения сильнейшее влияние оказывает схема на­пряженного состояния. 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

**

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

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 высоту, увеличивается в продольном направлении 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*.

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 *Р* пачки 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 текстура.*

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 <111> и <100>, у ОЦК - <110>.

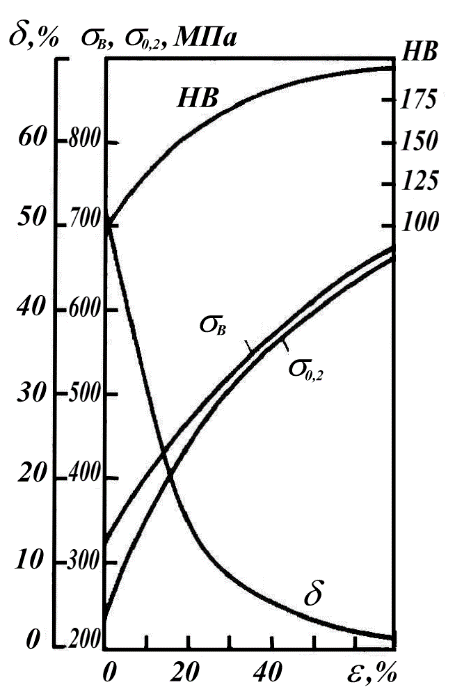
Текстура прокатки характеризуется кристаллографической плоскостью и направлением, параллельными плоскости и на­правлению прокатки, соответственно. У α-железа это {112} <110>, а также {100} <110> (так называемая двойная текстура).

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 107÷108см-2, а после холодной деформации на 30÷40% и более - 1011÷1012см-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 нагартовкой (от нем. hart*—*твердый).

**

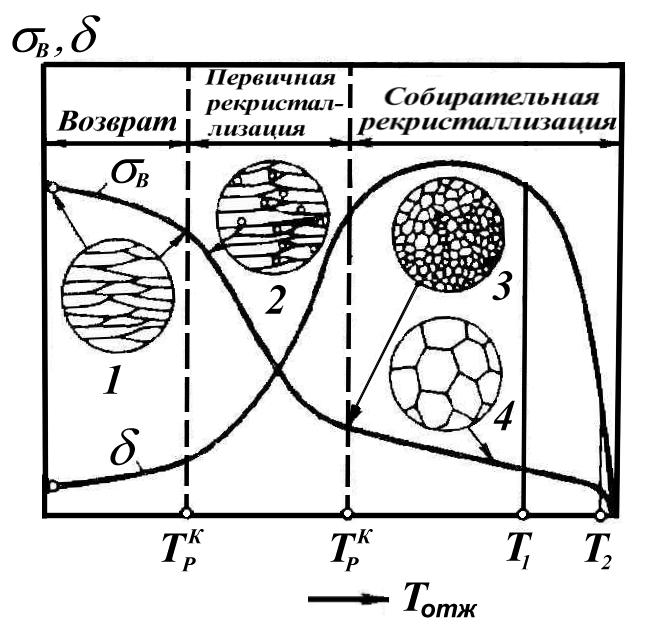
*Рис.25. Зависимость механических свойств стали 08кп от степени обжатия ε при холодной прокатке*

Холоднодеформированный металл анизотропен — его меха­нические свойства в разных направлениях 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 «продольные» и «попереч­ные» свойства. Обычно пока­затели пластичности и удар­ная 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.

**

*Рис.26. Влияние температуры отжига Тотж на механические свойства (σВ и δ) и микроструктуру   
(1-4) холоднодеформированного металла*

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 диффузии атомов, и потому ре­шающее влияние на них оказывает температура.

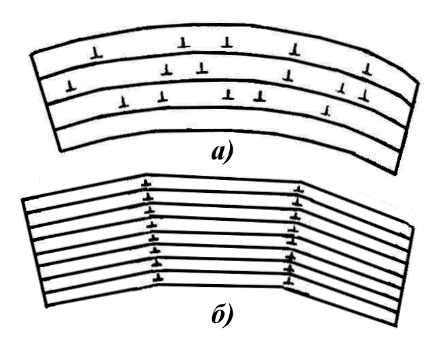
Структурные изменения при нагреве после холодной дефор­мации обусловливают связанные с ними изменения свойств. На рис.26 показан наиболее типичный случай изменения меха­нических свойств металла с повышением температуры на­грева - отжига после холодной деформации (свойства приве­дены при комнатной температуре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

Самая низкотемпературная разновидность возврата - это отдых. Основным структурным изменением при отдыхе явля­ется уменьшение избытка вакансий, возникшего при холод­ной деформации. Избыточные вакансии, мигрируя в кристалле, встречают 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.

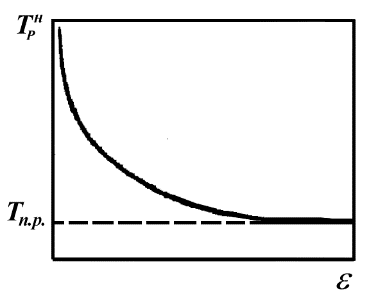
В результате полигонизации вытянутые зерна, окруженные высокоугловыми границами, оказываются состоящими из более или менее равноосных субзерен размером в несколько микрометров, разделенных малоугловыми границами. В объеме субзерен плотность дислокаций очень низкая.

#### 3.5.2. Первичная рекристаллизация

Начиная с определенной температуры (см. рис.26 - *TР"*), при нагреве холоднодеформированного 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* c 1011÷1012 см-2 уменьшена до 107÷108 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 обусловливает 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 *TР"*, 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, соответствующая большим деформациям (60÷70%), служит характеристикой металла и называется *температурным порогом рекристаллизации Тп.р.* Правило А.А. Бочвара позволяет приближенно оценить величину *Тп.р* металла высокой технической чистоты по температуре его плавления по шкале Кельвина: *Тп.р=(0,3÷0,4)Тпл.*

**

*Рис.28. Влияние степени холодной пластической деформации ε на температуру начала рекристаллизации *

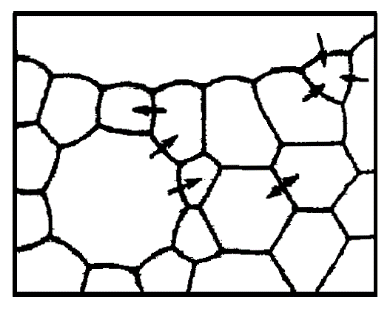
Например, у свинца с точкой плавления 327°С

*Тп.р* =(327+273)⋅0,4-273= -33 °С.

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

#### 3.5.3. Собирательная рекристаллизация

Первичная рекристаллизация заканчивается (*Трк*)*,* 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),

**

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

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.

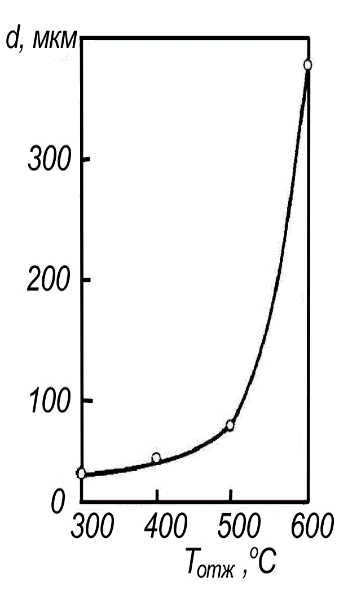
По окончании первичной рекристаллизации кристаллиты имеют разную форму и разные размеры. На рис.29 показана плоская модель строения металла с зернами разного размера. Равновесию сил поверхностного натяжения на границах зерен в плоской модели соответствуют правильные шестиугольники (в каждой вершине встречаются 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 зернограничная энергия, стремится уменьшиться.

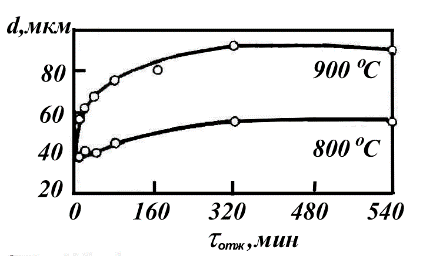
В интервале собирательной рекристаллизации плотность дислокаций практически не изменяется, поэтому временное со­противление уменьшается слабо (см. рис.26) - только за счет увеличения расстояния между границами зерен, являю­щимися барьерами для скользящих дислокаций.

Относительное удлинение изменяется обратно тому, как из­меняется *σв:* частично восстанавливается в области возврата, резко увеличивается при первичной рекристаллизации из-за уменьшения плотности дислокаций и слабо изменяется при со­бирательной рекристаллизации. Начиная с температуры *Т1,* на­зываемой температурой перегрева*,* сильное укрупнение зерна приводит к плавному снижению *δ*. При температуре *Т2,* назы­ваемой температурой пережога*,* и *σв*, и *δ* резко падают практи­чески до нуля. Пережог обусловлен сильным окислением и (или) оплавлением по границам зерен.

#### 3.5.4. Размер рекристаллизованного зерна

**

*Рис.30. Зависимость размера рекристаллизованного зерна d алюминия от температуры отжига Тотж в течение 1 часа*

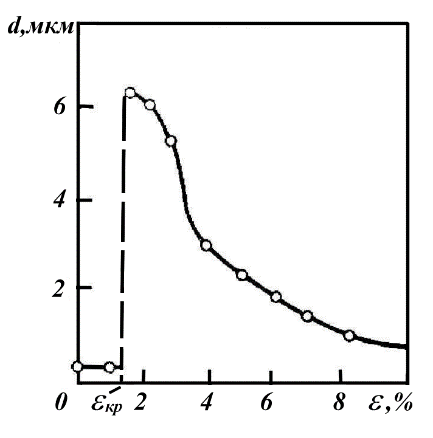
**

*Рис.31. Зависимость размера рекристаллизованного зерна d никеля от времени отжига τотж*

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

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 значениям и накопление примесей на границах.

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 степени деформации качественно отличен 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.

**

*Рис.32. Влияние степени деформации ε на размер зерна d, полученного при последующем отжиге; εкр – критическая степень деформации*

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).

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

Выше 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 разнозернистость 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 обусловливает анизотропию свойств отожженного металла, что чаще всего вредно. Так, на­пример, при отжиге после холодной прокатки металлов с ГЦК решеткой в результате рекристаллизации формируется совершенная кубическая текстура {100}<100>: плоскость куба {100} параллельна плоскости прокатки, а направление ребра куба <100> 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 ~3 % Si) с острой ребро­вой текстурой рекристаллизации {110} <100>. Ребро куба <100>, 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 коэффициент полезного действия трансформатора.

Пластическую деформацию в зависимости от температурного интервала, в котором она проходит, подразделяют на холод­ную, теплую и горячую*:* холодная — при температурах ниже (0,25÷0,3) *Тпл*, теплая - от (0,25÷0,3) *Тпл* до (0,5÷0,6) *Тпл* и горячая - выше (0,5÷0,6) *Тпл.*

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

,

где  - напряжение сопротивления решетки перемеще­нию дислокаций;

 - постоянное напряжение, при котором *VД* =1 см/с;

*т -* коэффициент, зависящий от природы металла;

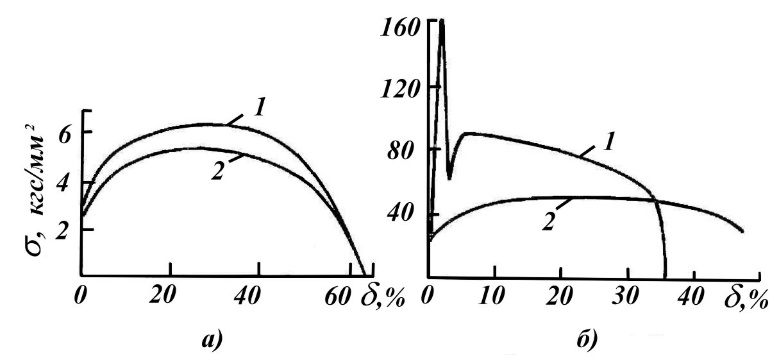
*СЗ -* скорость распространения звука в металле.

Величина коэффициента ***т*** в первую очередь опреде­ляется типом решетки и характером межатомной связи в кристалле. У наиболее пластичных ГЦК металлов значения *т* 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 *VД*, 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 затруднено. По-видимому, это связано с трудностью по­перечного скольжения при быстром перемещении мно­жества дислокаций по большому числу систем скольже­ния. Повышение скорости деформации способствует раз­витию двойникования в металлах с любой решеткой, в том числе ГЦК.

**

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

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

Отмеченные особенности картины пластической де­формации при динамическом нагружении обусловлива­ют 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).

По Коттреллу напряжение течения *σ* связано со ско­ростью деформации *е* формулой:

,

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

*Ф* - ориентационный фактор;

*L0*  - начальная длина подвижных дислокаций;

*b -* вектор Бюргерса дислокаций;

*С, а, т -* коэффициенты.

Величины *т* и *L0* 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.

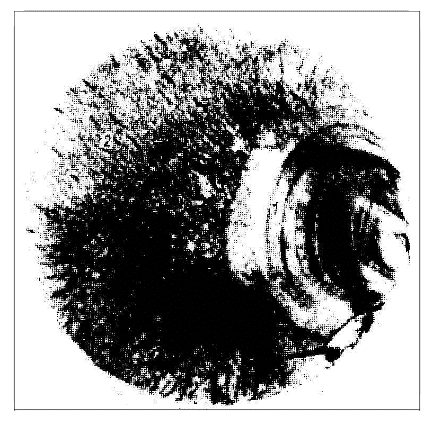
Характер изменения пластичности и вязкости (рабо­ты деформации) с увеличением скорости деформации зависит от типа разрушения - среза или отрыва. Если при заданной схеме нагружения и температуре материал разрушается путем отрыва, то сопротивление разруше­нию мало меняется при переходе от статической к 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÷7 м/с, а скорость деформации - порядка 102 с-1, в то время как при статических испытаниях эти величи­ны - 10-5÷10-2 м/с и 10-4÷101 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.

**

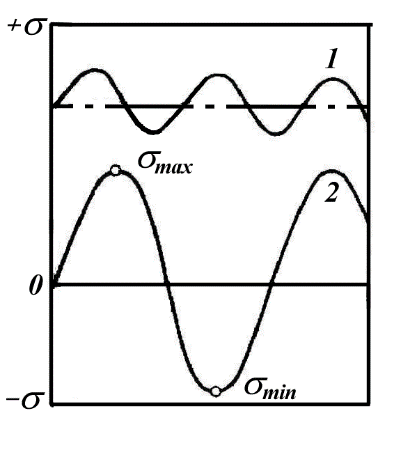
*Рис.34. Усталостный излом стального штока диаметром 250 мм*

Усталостная тре­щина зарождается, как правило, у поверхности изделия, где действуют максимальные растяги­вающие напряжения, и постепенно развива­ется вглубь 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 усталостными 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 усталости могут быть результа­том уменьшения и увеличения амплитуды напряжений. Распо­ложение концентрических усталостных полос позволяет выявить очаг разрушения.

**

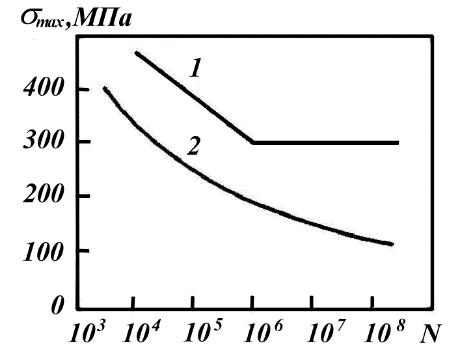
*Рис.35. Схема консольного нагружения образца при испытаниях на усталость*

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 *Р.* 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 (кривая2)*.* Характеристикой цикла является коэффициент асимметрии *R=*σmin/σmax (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).

**

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

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 (σmах - lg*N* называют кривой усталости(рис.37). У сталей и некоторых других сплавов ниже опреде­ленного значения σmах разрушения не происходит при любом числе циклов (см. горизонтальный участок на кривой 1)*.* Это напряжение называют физическим пределом выносливости.

Предел выносливости обозначают символом *σR*, 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⋅106 циклов, а при определении физического предела выносливости сталей — 10⋅106 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 связис чемпроводят испытания на малоцикловую усталость (МЦУ), ис­пользуя сравнительно высокие напряжения. База испытаний на МЦУ не превышает 5⋅104 циклов. Характеристикой МЦУ обычно служит циклическая долговечность при заданном *σmax*.

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.

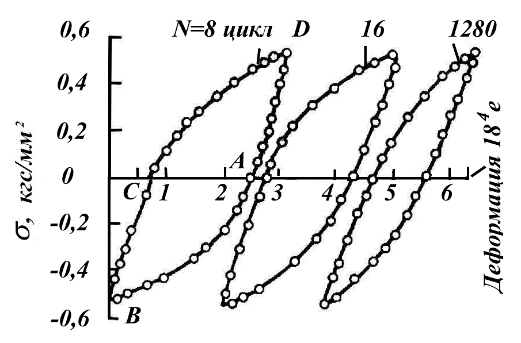
**

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 велика. 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 *В,* когда образец бу­дет заметно пластически деформирован. В результате разгрузки кривая попадет в точку С по прямой, соответствующей снятию упругой деформации. Когда в сле­дующем полуцикле образец подвергается растяжению, пластическая деформация начинается при более 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; *А -* 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 напряжений качест­венно аналогично тому, которое наблюдается при стати­ческой деформации. Они могут быть удалены путем по­лировки поверхности, и долговечность образца повысит­ся. Однако полосы, образующиеся в процессе испытания с малой амплитудой напряжений, более устойчивы и по­лировкой уже не удаляются. Впадины в таких устойчи­вых полосах сначала имеют глубину не более 10мкм, а по истечении примерно 25% общего времени испытания - до 30мкм.

***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 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 *σа*. Чем они больше, тем быстрее происходит усталостное разрушение.

Выносливость зависит также от среднего напряжения цикла *σm,* 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 *σm* 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 неизменное 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 *σmах* и *σmin* 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 полировку в процессе испытания, удаляя воз­никающие из-за пластической деформации поверхност­ные неровности.

По С.В.Серенсену, переход от полированных образ­цов из стали с *σв*=100кгс/мм2 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 изделий 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.

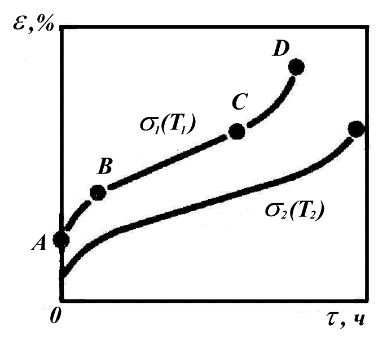
В условиях высокотемпературной усталости формируется субзеренная структура, характер распространения трещин вместо внутризеренного часто становится межзеренным. Трещины зарожда­ются в стыках между зернами в результате межкристаллитных смещений или на пограничных порах. Эти поры возникают в месте встречи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

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

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

## 6. Жаропрочность металлов

***Испытания на жаропрочность***

**

*Рис.39. Первичные кривые ползучести при двух напряжениях (σ1>σ2) или двух температурах (Т1>Т2)*

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 ~0,4 *Тпл* по шкале Кельвина) развивается ползучесть - непрерывная пласти­ческая деформация под действием постоянного напряжения или по­стоянной нагрузки.

В испытаниях на ползучесть (ГОСТ 3248—81) к образцу, нахо­дящемуся в печи при заданной тем­пературе, прикладывают постоян­ную растягивающую нагрузку и ре­гистрируют удлинение образца во времени. Результаты изобра­жают в виде первичной кривой пол­зучести в координатах относитель­ное удлинение *ε* - время *τ* (рис.39).

На этой кривой выделяют три стадии ползучести. После практически мгновенной упругой деформации (участок *ОА*) наблюдается стадия неустановившейся ползучести, идущей с затуханием (участок *АВ).* Затем следует стадия установив­шейся ползучести, на которой скорость ползучести постоянна (прямолинейный участок *ВС).* 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 бла­годаря 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÷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 - . Пример обозначения предела пол­зучести при 600 °С с допуском на скорость ползучести  - 

Сопротивление 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 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 характе­ризуется рядом специфических особенностей, которые и будут рассмотрены.

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

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

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

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

В целях хотя бы частичного предотвращения этого процесса, легирующие элементы выбирают таким обра­зом, чтобы избыточная фаза состояла из медленно диффундирующих компонентов и не содержала метал­ла-основы. Такие фазы обычно представляют собой ме­таллические соединения со сложной решеткой и высо­кой собственной жаропрочностью. Вместе с тем выделе­ния, кристаллографически близкие к матрице, дольше остаются когерентными с ней и не коагулируют.

Максимальная жаропрочность литейных сплавов, предназначенных для работы выше 0,6÷0,7 *Тпл*, дости­гается, как показал А.А.Бочвар, образованием при кристаллизации сетчатых или скелетообразных включе­ний тугоплавкой, не взаимодействующей с матрицей, избыточной фазой.

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.:Металлугрия, 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.I. – М.:МИСИС, 1999. – 384 с.
12. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.II. – 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.

**ОГЛАВЛЕНИЕ**

[ВВЕДЕНИЕ 6](#_Toc507512736)

[1. ПОНЯТИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ В ИНЖЕНЕРНОЙ ПРАКТИКЕ 7](#_Toc507512737)

[1.1. Прочностные и пластические характеристики металлических материалов 7](#_Toc507512738)

[1.2. Роль концентраторов напряжений 10](#_Toc507512739)

[1. 3. Способы оценки пластичности и сопротивления разрушению 13](#_Toc507512740)

[2. ПРИРОДА МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ 17](#_Toc507512741)

[2.1. Атомно–кристаллическая структура идеального металла 19](#_Toc507512742)

[2.2. Дефекты кристаллического строения 22](#_Toc507512743)

[2.2.1. Точечные дефекты в монокристалле 22](#_Toc507512744)

[2.2.2. Дислокации и прочность монокристалла 25](#_Toc507512745)

[2.2.3. Современные представления об образовании дислокаций и строении границ зерен 26](#_Toc507512746)

[2.3. Способы торможения дислокаций в монокристалле 30](#_Toc507512747)

[2.3.1. Сила Пайерлса и твердорастворный механизм упрочнения 31](#_Toc507512748)

[2.3.2. Торможение дислокаций при их упругом взаимодействии и пересечении с другими дислокациями 31](#_Toc507512749)

[2.3.3. Торможение дислокаций границами зерен и субзерен 33](#_Toc507512750)

[2.3.4. Дисперсионный механизм упрочнения 34](#_Toc507512751)

[2.3.5. Торможение дислокаций атмосферами атомов примесей и легирующих элементов 35](#_Toc507512752)

[2.3.6. Роль порядка в упрочнении твердых растворов 36](#_Toc507512753)

[3. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ОДНОКРАТНОМ НАГРУЖЕНИИ 37](#_Toc507512754)

[3.1 Упругая деформация 37](#_Toc507512755)

[3.2. Холодная пластическая деформация 40](#_Toc507512756)

[3.2.1. Деформация скольжением 41](#_Toc507512757)

[3.2.2. Деформационное упрочнение 43](#_Toc507512758)

[3.2.3. Деформация двойникованием 45](#_Toc507512759)

[3.3. Разрушение металлов 46](#_Toc507512760)

[3.3.1. Виды разрушения 46](#_Toc507512761)

[3.3.2. Хрупкое разрушение. Критерий Гриффитса 48](#_Toc507512762)

[3.3.3. Вязкое разрушение. Температурный порог хрупкости 49](#_Toc507512763)

[3.4. Изменение структуры и свойств металлов при холодной пластической деформации 52](#_Toc507512764)

[3.5. Нагрев металла после холодной пластической деформации. Дорекристаллизационные процессы и рекристаллизация 54](#_Toc507512765)

[3.5.1. Возврат 55](#_Toc507512766)

[3.5.2.Первичная рекристаллизация 57](#_Toc507512767)

[3.5.3. Собирательная рекристаллизация 58](#_Toc507512768)

[3.5.4. Размер рекристаллизованного зерна 59](#_Toc507512769)

[3.5.5. Текстура рекристаллизации 61](#_Toc507512770)

[4. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 63](#_Toc507512771)

[5. УСТАЛОСТЬ МЕТАЛЛОВ 66](#_Toc507512772)

[5.1. Природа усталостного разрушения 69](#_Toc507512773)

[5.2. Влияние различных факторов на характеристики выносливости 73](#_Toc507512774)

[6. ЖАРОПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ 76](#_Toc507512775)

[6.1. Способы повышения характеристик жаропрочности 77](#_Toc507512776)

[ЛИТЕРАТУРА 80](#_Toc507512777)

1. Число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного, называется координационным числом. [↑](#footnote-ref-1)