Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

**Донской государственный технический университет**

Кафедра " **Материаловедение и технологии металлов** "

**ОСНОВЫ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ, МЕХАНИКА**

**И ФРАКТОГРАФИЯ РАЗРУШЕНИЯ**

Конспект лекций

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

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

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

**приборостроении и медицинской технике»**

Составитель: д-р техн. наук, профессор

О.В. Кудряков

РостовнаДону, 2023

ВВЕДЕНИЕ

Понятие прочности настолько широко интегрировано в нашу индустриальную жизнь, что, кажется, не нуждается в определении. Тем не менее в разных сферах науки и промышленности можно найти существенно различающиеся его толкования. Поэтому начнем с определения объекта нашего внимания – понятия прочности и тесно связанного с ним понятия разрушения.

*Прочность –* способность материала сопротивляться внешнему механическому воздействию без разрушения.

*Разрушение –* катастрофическая стадия механического воздействия на материал, находящаяся за пределами прочностных свойств материала, характеризуется нарушением и потерей сплошности (т.е. образованием и развитием трещины).

Понятия прочности и разрушения тесно связаны с категорией механических свойств, поскольку прочностные свойства являются частью механических, а испытания на прочность, как правило, заканчиваются разрушением (например, при испытаниях на растяжение или кручение). Строго говоря, механические свойства относятся к категории физических. Их выделение из этой категории, обособленность механических свойств, основаны на двух характерных отличительных моментах – теоретическом подходе и измерительном принципе:

1) теория механических свойств металлов основана на теории кристаллических дефектов, а теория физических свойств – на теории динамики решетки и взаимодействия электронов между собой и с полем решетки;

2) измерительный принцип заключается в том, что при измерении механических свойств тело (образец для испытаний) подвергается разрушению или необратимой деформации, а при измерении других физических свойств тело, как правило, не испытывает остаточной деформации.

Прочность, пластичность и склонность материала к разрушению являются в высшей степени структурно-чувствительными параметрами, т.е. существенно зависят от кристаллического строения (решетки), количества и распределения кристаллических дефектов, фазового состава, степени неоднородности и морфологических особенностей структуры на различных её уровнях – макро-, мезо-, микро- и нано-. Особенно показательным это становится при переходе на наноструктурный уровень, где резко уменьшается длина свободного пробега дислокаций и существенно снижается вероятность формирования плоских скоплений дислокаций, приводящих к зарождению трещин. В результате возникает скачок прочности и резкое падение пластичности. Например, уменьшение размера зерна армко-железа с 10 мкм до 10 нм приводит к возрастанию твердости HV в ~5 раз (с 2 до 10 ГПа); чистая медь с наноразмерным зерном имеет предел прочности σв в ~ 3 раза выше, чем крупнозернистая (450 МПа против 140 МПа); никель с размером зерна 10 нм имеет σв ≥ 2000 МПа, тогда как у крупнозернистого Ni σв = 403 МПа. Все это сопровождается падением пластичности (относительного удлинения δ) нанокристаллического состояния по сравнению с крупнозернистым: у меди с 52 до 6%, у никеля с 50 до 1%. При этом такая физическая характеристика как модуль упругости практически не изменяется.

Решающая роль влияния структурных характеристик на прочность и пластичность вообще и на механические свойства в частности в настоящее время является общепризнанной. Наиболее полно это влияние описывает теория дислокаций, которые по сути и являются основными структурными элементами, аккумулирующими и транспортирующими внутри кристалла энергию деформации – энергию внешнего механического воздействия. Поэтому главное внимание в пособии по части физики прочности уделено поведению дислокаций и их связи с макроскопическими характеристиками прочности и разрушения. Цель, которая стояла перед авторами пособия, – раскрытие физических механизмов, определяющих прочностные свойства материала в различных условиях механического воздействия; умение прогнозировать поведение материала в этих условиях и рассчитывать характеристики прочности и критерии разрушения.

Для того, чтобы продвигаться к этой цели, необходима начальная база знаний кристаллографии и теории дефектов кристаллического строения как минимум в пределах классического курса «Материаловедение» для технических вузов. Объем пособия не позволяет здесь подробно излагать основы этих наук. Авторы могут лишь порекомендовать читателям, не имеющим такой базы, обратиться к, пожалуй, наиболее удачному в области теории дефектов учебному пособию И.И. Новикова [1] или к более фундаментальным классическим работам [2-5] Ж. Фриделя, Дж. Хирта и Й. Лотте, Дж. Кристиана.

**1. КОНЦЕПЦИЯ ИДЕАЛЬНОГО КРИСТАЛЛА И ПРОЧНОСТЬ**

В 20-х годах прошлого века физиками стали делаться попытки на базе тогда уже оформившейся модели идеального кристалла рассчитать механические свойства реальных кристаллов. В истории науки можно обнаружить два направления таких попыток (Френкель, 1926 г.).

1. В рамках первого из них расчет теоретической прочности на сдвиг проводился, исходя из идеи, что разрушение, соответствующее моменту достижения предела прочности σв, начинается с разрыва межатомных связей.

Энергия межатомной связи в металлах составляет:

ЕАА=0,2 (для Cs)…2,3 (для W) эВ.

Работа по разрыву всех межатомных связей в пределах одной кристаллографической плоскости (рис.1):

.

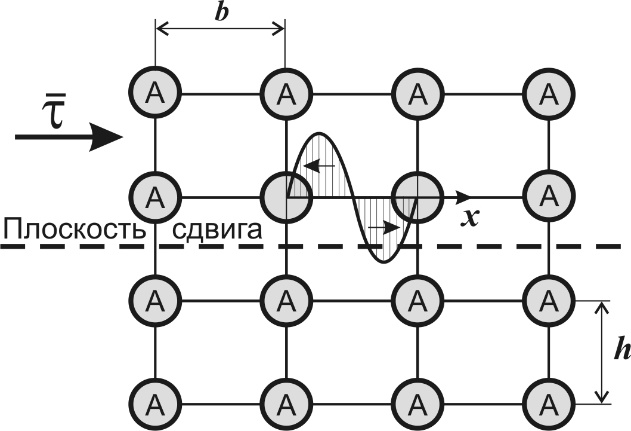


Рис.1. Схема к расчету теоретической прочности

Считается, что для разрыва связи достаточно развести атомы на расстояние *rкр ≈ b*, т.е.

.

Реальный σ*в*  << σ*кр* - несовпадение σ*в*  иσ*кр* составляет в этой модели рассчета ~ 102 (!!).

2. В рамках второго направления рассчет проводился исходя из идеи, что разрушение происходит в виде сдвига одного целого атомного слоя относительно другого:

– напряжение пластического сдвига (в модели Пайерлса-Набарро).

В момент начала пластической деформации:

, – закон Гука для упругой деформации,

где G – модуль сдвига; – деформация.

Когда упругая деформация переходит в пластическую:

, т.е.  .

Полученное значение σкр = 0,25·G примерно на 3 порядка больше, чем в реальности (!!!). Так, например, экспериментальные данные для чистого алюминия дают значение σкр = 0,0002·G

Полученные расхождения теоретических и экспериментальных данных свидетельствовали о неверном (или неполном) теоретическом подходе, о неприменимости модели идеального кристалла для подобных расчётов. Тогда на обломках модели идеального кристалла возникла идея о существовании таких невидимых в оптический микроскоп (электронных микроскопов на тот момент не существовало) нарушений идеального расположения атомов в кристалле, которые ответственны за низкие экспериментальные значения σв. Тогда же было сформулировано понятие кристаллического дефекта и предложены модели их основных видов:

- точечные дефекты (вакансии) – Френкель, 1926 г.;

- линейные (дислокации) – Поляни, Орован, Тейлор, 1934 г.;

- дефекты упаковки (ДУ) – Вилсон, 1942 г.

**2. ТЕОРИЯ ДИСЛОКАЦИЙ**

Дислокации по своему происхождению являются сдвиговыми дефектами. Именно на их образование и перемещение идет энергия пластической деформации, которая «вкачивается» в металл при внешнем механическом (деформационном) воздействии. Дислокации аккумулируют, преносят и распределяют энергию деформации внутри кристалла. Поэтому для понимания явлений физики прочности необходимо прежде всего уделять внимание энергетическим аспектам теории дислокаций.

Исходя из этого, такие вопросы теории дислокаций, как типы дислокаций, их основные геометрические свойства, контур Бюргерса, вектор Бюргерса, его свойства, его кристаллографическое выражение, ядро дислокации, полные и частичные дислокации, плотность дислокаций и её типичные значения для различных структурных состояний металла, авторы оставляют на самостоятельное изучение читателей.

2.1. Поле напряжений дислокации

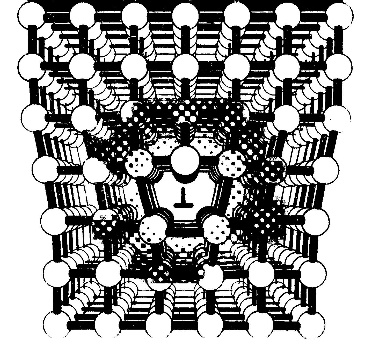


Рис.2. Краевая дислокация

в пространственной

кристаллической структуре

Дислокация создает в кристалле неоднородное поле напряжений. Эта неоднородность наиболее существенна в области ядра дислокации или, что то же самое, у края экстраплоскости (для краевой дислокации). Это хорошо видно на рис.2 и 3. Поле напряжений дислокации имеет математическое выражение (об этом см. далее) и может быть представлено графически (рис.4): под ядром дислокации создается поле растяжения решетки, а над ядром – поле сжатия. Такое распределение напряжений влияет, например, на взаимодействие дислокации с точечными дефектами: вакансия притягивается дислокацией в поле сжатия, а межузельный или примесный атом – в поле растяжения. И то, и другое уменьшает искажения решетки и снижает в итоге свободную энергию кристалла.

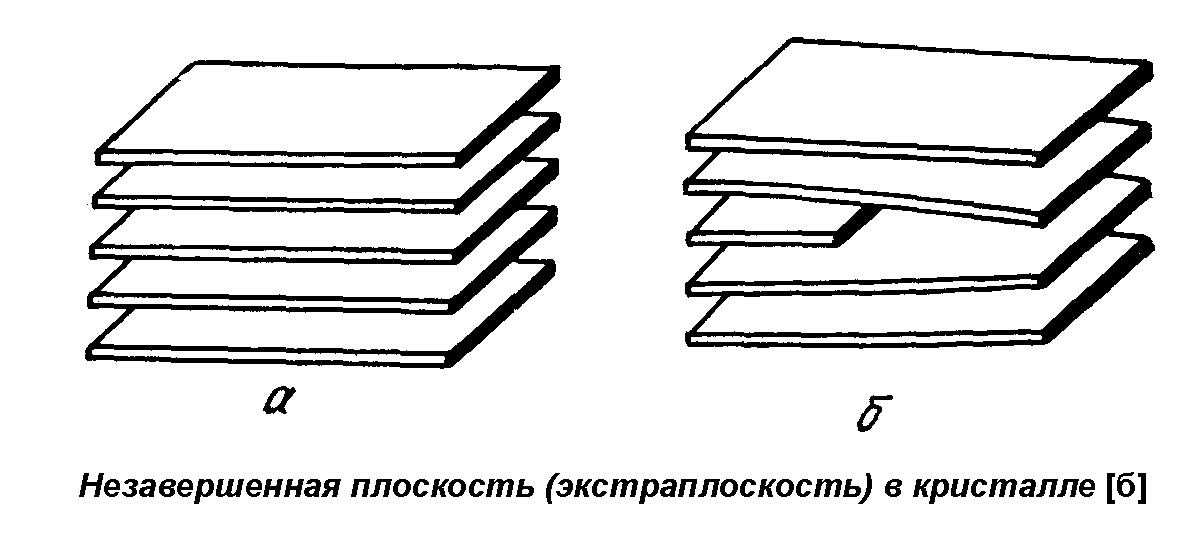


Рис.3. Расположение кристаллографических плоскостей в идеальном кристалле (а) и в реальном кристалле с краевой дислокацией; незавершенная плоскость

(экстраплоскость в кристалле (б)

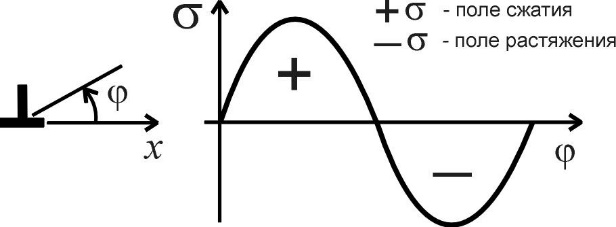


Рис.4. Распределение напряжений вокруг ядра краевой дислокации

(в полярной системе координат)

Принято считать, что упругая энергия поля напряжений дислокации *U* сосредоточена в воображаемом цилиндре с радиусом *R*, центральная ось которого проходит по краю экстраплоскости (цилиндр Сен-Венана), и в расчете на единицу длины дислокации *l* составляет:

U / l = ( G ⋅ b2 / 4π ) ⋅ ln ( R / rя )

где *G* – модуль сдвига; *b* – вектор Бюргерса;  *rя* – радиус ядра дислокации.

Величины *R* и *rя* являются трудно определимыми, поэтому принято считать, что *ln ( R / rя )* = *4π* , тогда энергия дислокации определится как энергия искажений решетки:

,

где α = 0,5…1,0 – коэффициент, зависящий от геометрического типа дислокации: α = 0,5 – для винтовой; α = 0,5/(1-ν) – для краевой (где коэффициет Пуассона для металлов ν ≈ 0,25…0,5, νср ≈ 0,35, т.е. *Ед* у краевой дислокации в ~1,5 раза выше, чем у винтовой).

Принято обозначать *T = Eд / l = α⋅ G ⋅ b2* как линейное натяжение дислокации, что позволяет моделировать дислокацию как натянутую струну и использовать модель струны при расчетах в теории дислокаций. Кроме того, с помощью силы *Т* легко объяснить одно из важных свойств дислокации – линия дислокации всегда стремится к сохранению постоянной кривизны по всей своей длине.

**2.2. Движение дислокаций**

Единичная дислокация в кристалле может перемещаться двумя способами – скольжением и переползанием. При механическом воздействии на кристалл и небольших температурах основным видом движения является скольжение. Атомный механизм скольжения показан на рис.5.

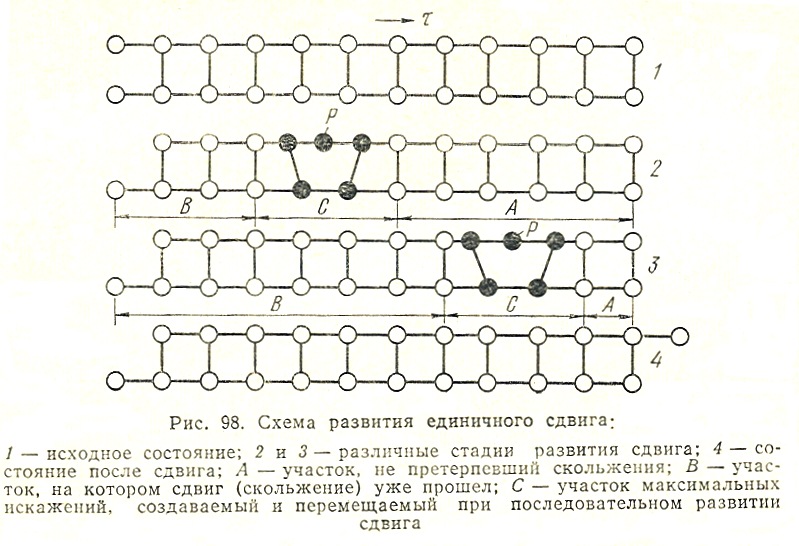


Рис.5. Последовательные стадии (1 – 4) скольжения дислокации под действием вектора внешней нагрузки τ : Р – ядро дислокации (край экстраплоскости); В – часть кристалла, где сдвиг уже произошел; С – область искажений решетки, создаваемых дислокацией; А – часть кристалла, еще не испытавшая сдвиг

Скольжение смешанной дислокации по объему кристалла показано на рис.6. Скольжение заканчивается выходом дислокации на поверхность кристалла (рис. 6в) в виде моноатомной ступеньки размером *b* (вектор Бюргерса). Физический смысл такого скольжения – перенос энергии деформации с одной грани кристалла на другую и осуществление тем самым микропластической деформации в виде ступеньки размером *b*.

|  |  |  |
| --- | --- | --- |
|  |  |  |
| Рис.6. Последовательные стадии (а-в) распространения скольжения смешанной дислокации по кристаллу: 1 – линия дислокации с участками винтовой ориентации (3) и краевой (4); 2 – вектор смещения (Бюргерса) | | |

На рис.5 для каждой стадии скольжения показаны два параллельных атомных ряда (они являются следами кристаллографических плоскостей, перпендикулярных плоскости рисунка). Перемещение (скольжение) края экстраплоскости (точка *Р*) происходит в верхнем из этих рядов, который представляет собой след плоскости скольжения.

По определению *плоскостью скольжения* дислокации называется кристаллографическая плоскость, проходящая через линию дислокации и её вектор Бюргерса.

Для краевой дислокации положение плоскости скольжения определено однозначно, а у винтовой дислокации линия и вектор Бюргерса совпадают и через них (так как это одна линия) можно провести сколько угодно плоскостей. Поэтому из этого множества плоскостей единственная плоскость скольжения выделяется в момент приложения нагрузки и проходит через линию дислокации и касательную проекцию вектора нагрузки.

Если при движении дислокация переходит из одной плоскости скольжения в другую, то такое скольжение называется *поперечным*. Такой механизм часто наблюдается при обходе препятствий дислокациями.

Плоскость скольжения вместе с расположенным в этой плоскости вектором Бюргерса (т.е. плотноупакованным атомным направлением) называется *системой скольжения*. Она обозначается как , где - нормаль к плоскости скольжения, *b* - вектор Бюргерса. Семейства кристаллографически идентичных плоскостей скольжения и векторов Бюргерса объединяются в *семейства скольжения*. Каждая сингония имеет свой набор семейств скольжения, в которых и будет происходить скольжение дислокаций. В этом наборе обычно выделяют главные семейства скольжения (наиболее вероятные) и вспомогательные (латентные). Последние обычно включаются в процесс скольжения после того, как возможности главного семейства исчерпаны.

Системы и семейства скольжения в наиболее распространенных сингониях:

ГЦК: [110] (111) – система скольжения <110> {111}

– семейство скольжения с 12 системами (по 3 вектора Бюргерса в каждой из 4-х плоскостей). Другого семейства в ГЦК нет.

ОЦК: два семейства скольжения <111>{110} и <111>{211}, в каждом по 12 (2×6 и 1×12) систем скольжения.

ГПУ: четыре семейства, главное – базисное с одной плоскостью (0001), например, семейство <1120> {0001}.

Движущаяся дислокация обладает большей энергией, чем покоящаяся. Это следует из выражения, описывающего энергию *Ед* дислокации, движущейся со скоростью *V:*

,

где *Е0*- энергия неподвижной дислокации; *V* – скорость дислокации; *С* – скорость звука в кристалле.

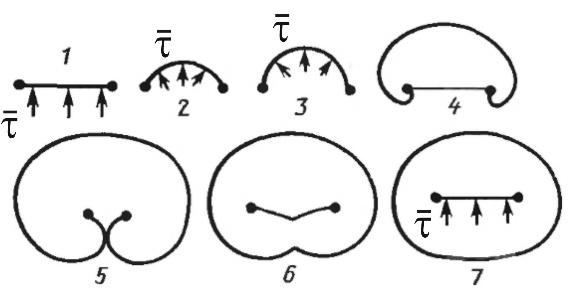
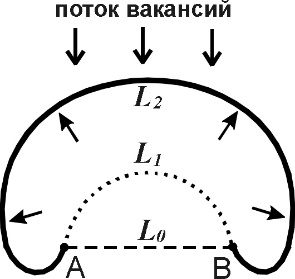
Из этого выражения следует также, что дислокация не может перемещаться в кристалле со скоростью близкой или равной скорости звука *С* в кристалле, так как в этом случае энергия дислокации становится близкой к бесконечности.

Информация к размышлению: последнее выражение тождественно формуле Эйнштейна для объектов, движущихся в пространстве со скоростями *V*, близкими к скорости света *C*.

**2.3. Источники дислокаций**

Основными источниками дислокаций в кристалле при нагружении являются свободные поверхности (наружные грани кристалла, внутренние несплошности – раковины, поры, трещины, царапины и т.д.) и границы (некогерентные границы включений, межфазные границы, границы зерен).

Кроме того, существует два типа специфических автономных источников  Франка-Рида и Бардина-Херринга. Они оба имеют одинаковую геометрию функционирования, приведенную на рис.7. Разница в том, что движущей силой источника Франка-Рида, выгибающей дислокацию, является механическое напряжение, а движущей силой источника Бардина-Херринга служит поток вакансий. Действие источника Бардина-Херринга наблюдается в поле действия температурных градиентов и градиентов напряжений, при этом дислокации движутся не консервативно (переползанием). А при действии механически активированного источника Франка-Рида движение дислокации осуществляется консервативно (скольжением). Источники Франка-Рида в промышленных металлах и сплавах не являются основными, они проявляют себя обычно при малых степенях деформации и в полупроводниках (в Ge и Si).

а) б)

Рис.7. Схема работы специфических источников: а – источник Франка-Рида: стадии (1-7) генерирования дислокационных петель в плоскости скольжения под действием касательных напряжений τ ; б – источник Бардина-Херринга: генерирование петлеобразных и геликоидных дислокаций преимущественно в экстраплоскости под действием потока вакансий; А и В – точки закрепления исходной дислокации; L0, L1 и L2 – последовательное изменение длины дислокации; **↑** - направление неконсервативного движения дислокации

**2.4. Взаимодействие дислокаций**

Вокруг одиночной краевой дислокации в кристалле создается неоднородное поле искажений решетки, которое характеризуется полем напряжений. Если поместить начало координат (точку О) в ядро дислокации, а ось Ох совместить с вектором Бюргерса дислокации, то составляющая этого поля  касательное напряжение τ*,* действующее в плоскости, параллельной плоскости скольжения дислокации, может быть рассчитано в любой точке с координатими (x,y) по выражению, приводимому ниже.

Если в поле этих напряжений попадает другая дислокация, то со стороны первой дислокации на единицу длины второй действует сила f = τ⋅ b - для дислокаций одного знака и f = -τ⋅ b - для дислокаций разных знаков:

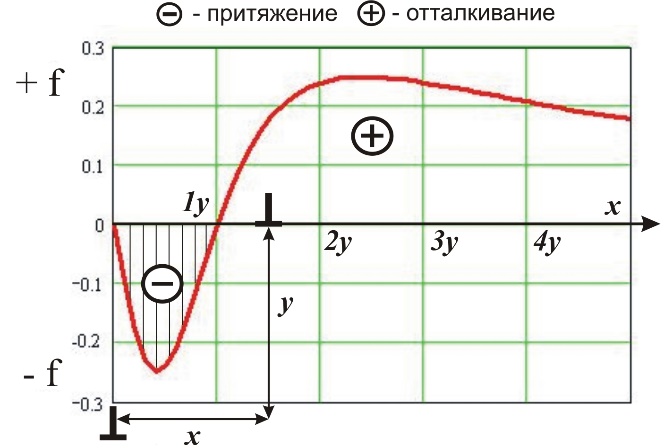
;

.



Результаты расчетов, приведенные на рис.8, показывают, что сила взаимодействия дислокаций f распределена в пространстве неравномерно.

При взаимодействии дислокаций любых знаков существует два устойчивых положения: с эпитаксиальным (при х=0) и наклонным под углом 45° друг к другу (при х=у) расположением дислокаций, в которых f = 0. Именно этим обусловлено образование малоугловых границ – эпитаксиальных и границ наклона, обеспечивающих минимум искажений решетки и нулевое значение сил взаимодействия f. Причем, дислокации одного знака, оказавшиеся на расстоянии х<у, очень трудно снова «развести», так как они притягиваются друг к другу (f<0).

****

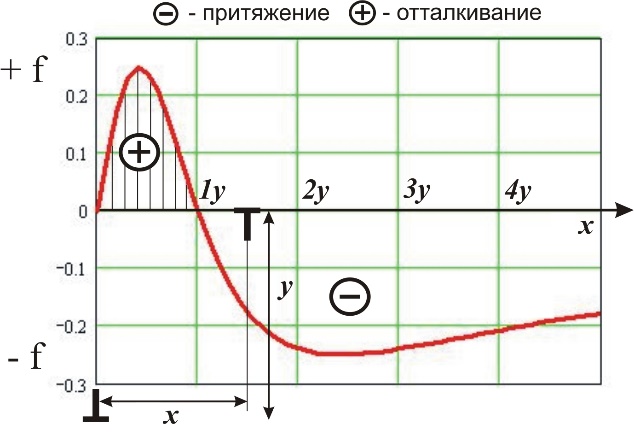


Рис.8. Значения силы f взаимодействия двух дислокаций одного (слева) и разных (справа) знаков в зависимости от расстояния между дислокациями: расстояние у по вертикали принимается за единицу и откладывается по горизонтальной оси х; сила f рассчитана в относительных единицах  *G⋅b2/2π⋅ (1-ν)*

С точки зрения физики прочности особый интерес вызывает расположение дислокаций в одной плоскости скольжения (у=0). В этом случае дислокации разных знаков аннигилируют, а дислокации одного знака образуют плоские скопления.

Рассмотрим скопление из *n* одинаковых краевых дислокаций, раположенных на участке длиной *L* (рис.9), тогда *x = L / n*. Если кристалл находится под действием внешнего (касательного) напряжения *τ* вн., которое и приводит к образованию скопления, то

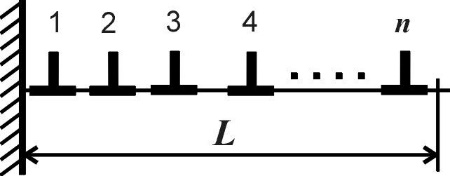


Рис.9. Схематическое изображение плоского скопления из n краевых дислокаций, заторможенных структурным барьером (например, границей зерна)

*τ вн.= G ⋅ b / 2π⋅(1-ν) ⋅ x*

откуда можно определить размер скопления

*n* = *2π⋅ (1-ν)⋅ L ⋅τ* вн. */ G⋅ b*

и концентрацию напряжений τкр. в районе скопления как напряжение, действующее на головную дислокацию от сдерживания *n* дислокаций:

*τ кр. = n ⋅τ вн..*

Эти выражения могут быть использованы в расчетах на прочность для определения условий зарождения трещин в районе плоских дислокационных скоплений.

2.5. Связь макродеформации кристалла

со скольжением дислокаций

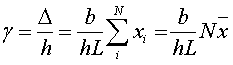
В этом разделе будет рассмотрен важный вопрос, принципиальный для всей философии прочности, вопрос взаимосвязи структурных уровней деформации. Вопрос о том, каким образом связаны МАКРОДЕФОРМАЦИЯ кристалла и скольжение МИКРОЭЛЕМЕНТОВ - дислокаций?

Возьмем кристалл с размерами  (рис.10). В нем будет всего перемещаться (скользить) *N* дислокаций. Каждая будет находиться в положениях *xi* (0 < *x* < *L*) и каждому *xi*будет соответствовать смещение *δi*в кристалле, причем *δi* пропорционально расстоянию , на которое переместилась *i-*я дислокация:

<1; *δi*=< *b* → Δ==.

|  |
| --- |
|  |
| Рис.10. Деформация кристалла при движении через него краевых (а)  и винтовых (б) дислокаций |

Макроскопическая деформация сдвига определяется как:



,

где  - среднее значение смещений.

В расчете на единицу площади (=1) сечения кристалла удельная деформация составит:

 или , так как  - плотность дислокаций.

Тогда скорость деформации:

,

где *V* – средняя скорость скольжения дислокаций.

Таким образом, установлены зависимости между макрохарактеристиками γи микропараметрами *b, ρ, х, V.*

2.6. Сопротивление движению дислокаций

в решетке реальных кристаллов

В теории дислокаций сопротивление решетки задается силой Пайерлса *τ п* в дислокационной модели Пайерлса–Набарро. Одно из простейших решений дифференциальных уравнений этой модели имеет вид:

,

где *b* – вектор решетки (вектор Бюргерса) в направлении скольжения; параметр *ω* называется шириной дислокации, под которой понимается длина участка вдоль плоскости скольжения, где смещение атомов составляют 50% и более.

Экспериментально величина *ω* не определена. Считается, что у металлов «широкие» дислокации: *ω=(2…10)⋅b,* следовательно сила сопротивления решетки (сила Пайерлса) мала, т.е. такую дислокацию легко сдвинуть с места. У ковалентных кристаллов, обладающих прочной химической связью, – «узкие» дислокации, малоподвижные, поэтому сила Пайерлса *τ п* велика.

Физический смысл величины *τ п* в том, что она представляет собой напряжение старта дислокации или «критическое скалывающее напряжение». Например, напряжение течения металла обычно определяется как , где . Причем,  - для единичной дислокации, а слагаемое  представляет собой вклад в *τ* всех дислокаций кристалла с плотностью ρ.

При движении дислокаций атомы в ядре (рис.11) дислокации проходят через положение с *max* и *min* энергией благодаря действию силы Пайерлса, которая в теории Пайерлса–Набарро может быть выражена в тригонометрическом виде и поэтому является периодической:

 ,

где , ( - для кубической решетки).

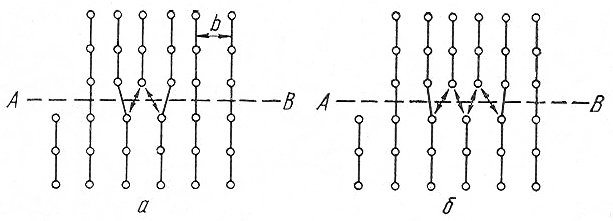


Рис.11. Схема балансирования сил при движении краевой дислокации

по плоскости скольжения АВ (последовательные стадии а и б)

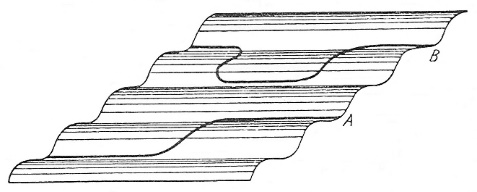
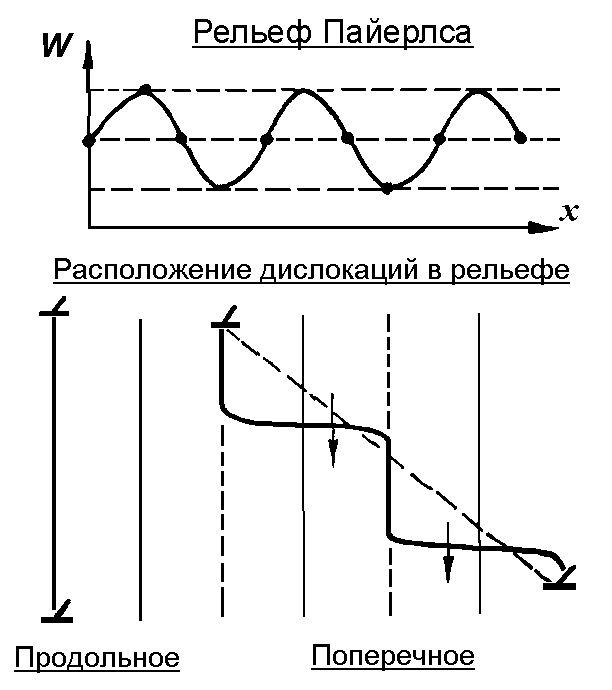
 

Рис.12. Расположение и конфигурация дислокаций в рельефе Пайерлса: дислокации с одним перегибом (вверху, А) и двумя (вверху, В) в пространственной модели рельефа; возможные конфигурации дислокационных линий на плоском изображении рельефа (справа)

Функция *sin* задает так называемый энергетический рельеф Пайерлса (рис.12), который, в свою очередь, теоретически обосновывает существование *перегибов* на дислокациях: они существуют при любых температурах и лежат в плоскости скольжения. Большая часть длины дислокационных линий лежит в «долинах рельефа Пайерлса». Только небольшие поперечные участки перегибов лежат на «вершинах рельефа Пайерлса». Это обеспечивает минимум энергии дислокации и устойчивость её фронта. Сила, способная «выдавить» дислокацию из «долины» фактически и является силой Пайерлса. Существование и количество перегибов на линии дислокации не зависит от температуры в отличие от ступенек, которые являются равновесным (термозависимым) элементом – о ступеньках см. далее.

2.7. Взаимодействие дислокаций с точечными дефектами

Дислокации являются термически не активируемым кристаллическим дефектом. Они зарождаются, перемещаются и взаимодействуют под действием механических напряжений – сдвига, изгиба и других типов деформации. Однако дислокации всё же подвержены влиянию температуры, но происходит это опосредовано – через взаимодействие дислокаций с точечными дефектами, которые являются в высшей степени термочувствительными: концентрация и миграция точечных дефектов (вакансий, межузельных и примесных атомов) определяется прежде всего температурой (а также энергией зарождения и миграции) по экспоненциальному закону.

Основные термодинамические формулы для частиц (точечных дефектов):

 - равновесная концентрация дефектов (частиц);

 - химический потенциал дефектов (частиц);

 - энергия Гиббса термодинамической системы, состоящей из *N* частиц;

где *Nd* и *Ed* – количество и энергия образования дефектов; *R* – универсальная газовая постоянная; *Т* – термодинамическая температура.

Таким образом, если между различными объемами термодинамической системы существуют *grad T* или *grad C,* то происходит перемещение (миграция, диффузия, поток) атомов или точечных дефектов, пока между этими объемами не уравняются значения *Gi*. Существует экспериментально установ-ленная количественная связь между диффузией и дефектами: *EV* = (0,5…0,6) ⋅ *Ed*, где *EV* – энергия образования вакансии, а *Ed*- энергия активации диффузии.

*Основное значение для прочности и пластичности металлов и сплавов имеет взаимодействие дислокаций с вакансиями и мелкими примесными атомами*. Третий тип точечных дефектов – межузельные атомы (м.у.а.) – не играет здесь существенной роли, так как их концентрация даже при очень высокой температуре незначительна по сравнению с вакансиями. Например, для меди при 1000 °C:  *CV* / *C*м.у.а. ≈ 1014 (!!!).

В теории дислокаций энергия взаимодействия точечного дефекта с дислокацией определяется как:

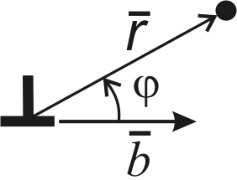


Рис.13. Координатная схема взаимодействия

Дислокации с точечным дефектом

*E = G⋅ b⋅ (R0)2⋅ε⋅ sin (ϕ / r)* , ,

где *R0* – радиус атомов основного металла; *Rп* – радиус дефекта; *ε* - дилатация решетки в области дефекта; *ϕ, r* – полярные координаты дефекта: *ϕ* отсчитывается от вектора Бюргерса, *r* отсчитывается от ядра дислокации (рис.13).

Произведение *G⋅b⋅ (R0)2* является константой материала, поэтому знак энергии взаимодействия *Е* определяется величиной *ε*  в зависимости от расположения дефекта относительно ядра дислокации (угла *ϕ*). Учитывая, что отрицательное значение*E* характеризует притяжение дефекта к дислокации, а ***+****Е* – отталкивание, получаем, что вакансии и мелкие примесные атомы (для них *ε*  отрицательна) притягиваются к дислокации «сверху» – в интервале 0<φ<180°, причем *Е* = *Emin* при φ = 90°.

Вначале рассмотрим взаимодействие дислокации с вакансиями.

В модели жестких сфер его последовательные стадии показаны на рис.14. Результатом этого взаимодействия является перемещение края экстраплоскости дислокации «вверх» на одно межатомное расстояние. При этом на линии дислокации появляется ступенька. При высоких температурах линия дислокации всегда имеет такие *термические ступеньки*, которые, в отличие от перегибов, лежат в экстраплоскости. Количество ступенек определяется температурой. Если подвод вакансий к дислокации постоянен, то ступенька будет расширяться сначала вдоль линии дислокации, и только затем снова пойдет вверх. Такой механизм движения дислокации называют *переползанием* или неконсервативным движением (так как длина линии дислокации при таком движении все время меняется в отличие от скольжения). Линия дислокации при переползании перемещается параллельно самой себе и переходит в другую (параллельную) плоскость скольжения. Если при этом на дислокацию продолжает действовать касательное напряжение в плоскости скольжения, то она продолжает скользить, меняя при этом плоскости скольжения за счет переползания.

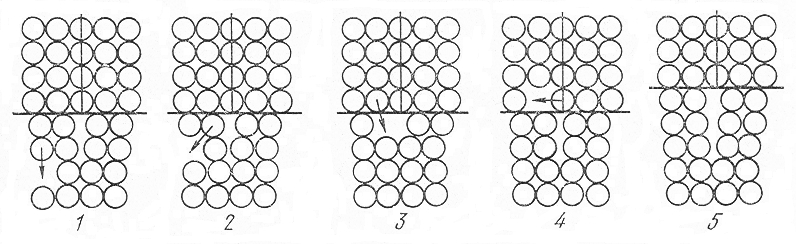


Рис.14. Последовательные стадии (1-4) взаимодействия вакансии

с краевой дислокацией, показанные в модели жестких сфер;

стадия 5 – переползание (изменение положения плоскости скольжения)

Таким образом, степень свободы движения дислокации существенно возрастает, она, например, может обходить препятствия. Такой механизм движения называют *поперечным (или множественным) скольжением*. Он характерен для высокотемпературной деформации. Благодаря этому механизму (т.е. дополнительному взаимодействию дислокации с вакансиями) пластичность металла значительно возрастает.

Теперь рассмотрим взаимодействие дислокации с мелкими примесными атомами (например, B, C, N). Как было показано, они притягиваются и скапливаются на дислокациях, образуя так называемые *атмосферы Коттрелла*. Причем, по законам термодинамики они располагаются возле дислокации так, чтобы максимально уменьшить энергию искажений вокруг дислокации. Такая конфигурация (дислокация с атмосферой примесных атомов) более термодинамически устойчива, чем дислокация без атмосферы и её труднее вывести из равновесного положения и заставить двигаться. Говорят, что дислокация закреплена атмосферой, заторможена. Пластичность металла с закрепленными дислокациями понижена. Таким образом, мелкие примесные атомы за счет атмосфер создают *низкотемпературный механизм упрочнения*. При повышении температуры (при *Т≥* 0,55⋅*T*пл.) за счет повышения диффузионной активности атомов атмосферы не сохраняются.

Оценим, какова должна быть концентрация примесных атомов в металле, чтобы создать атмосферы. Пусть примесные атомы расположены на дислокации в виде непрерывной одноатомной цепочки (насыщенная атмосфера), тогда их концентрация составит:

,

где *ρ* – плотность дислокаций; *а* – межатомное расстояние.

При *ρ*=10 8 см 2 , С ≈ 10 -5 ат. %.

При *ρ*=10 11 см 2 , С ≈ 10 -2 ат. %.

Таким образом, нужна весьма небольшая концентрация примесных атомов, чтобы образовать атмосферы, закрепить дислокации и соответственно упрочнить металл. Например, при комнатной температуре:

- в любой стали все дислокации связаны атмосферами углерода;

- в латуни – уже 1 % Zn образует сплошные (насыщенные) атмосферы.

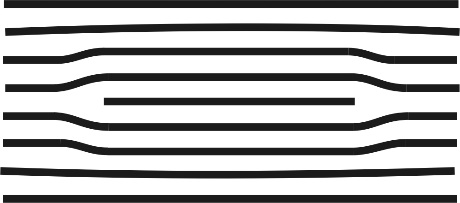
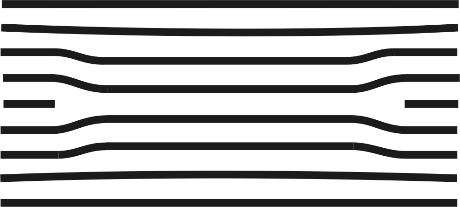
**2.8. Дефекты упаковки и частичные дислокации**

Существует и такая группа металлов и сплавов, у которых на прочность и пластичность в первую очередь оказывают влияние другие дефекты кристаллического строения — дефекты упаковки. К этой группе относятся металлы и сплавы, обладающие низкими значениями энергии дефектов упаковки γ<<100 мДж/м2. Например, в сталях легированных большим количеством Mn, Ni, Cr величина γ может быть очень низкой: в сплаве Fe-20%Mn γ=15 мДж/м2, а у Fe-17%Cr-10%Ni γ=17 мДж/м2. Для сравнения у чистых металлов: Ag – 25; Au – 45; Cu – 70; Al – 135; Feα – 140; Zn – 250; W > 300 мДж/м2, но легирование может сильно изменить γ, причем, и в ту и в другую сторону.

Если металл или сплав обладает низким значением γ, то дефекты упаковки образуются в них очень легко. То есть кристаллическая решетка отдельных кристаллитов содержит большое количество локальных нарушений правильного чередования атомных слоев.

Так плотнейшие атомные упаковки в металлах – решетки ГПУ и ГЦК – представляют собой последовательные плотноупакованные атомные слои, каждый из которых является гексагональной сеткой плотно прижатых друг к другу атомов в модели жестких сфер (шаров). Отличие − в порядке чередования слоев: в решетке ГПУ укладка слоев АВАВАВ…, а в решетке ГЦК укладка слоев АВСАВС… (где А, В и С – атомные слои с одинаковой укладкой, немного смещенные относительно друг от друга). Т.е. в решетке ГПУ расположение атомов в точности повторяется в каждом втором плотноупакованном атомном слое, а в решетке ГЦК – в каждом третьем.

Дефектом упаковки считается нарушение этого порядка расположения слоев, имеющее ограниченные размеры, т.е. наличие лишней атомной прослойки (дефект упаковки внедрения – рис.15,а) или отсутствие части атомного слоя в общем порядке их чередования (дефект упаковки вычитания – рис.15,б).

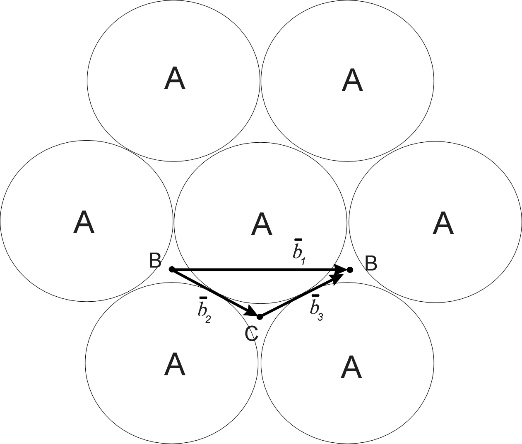
а) б)

Рис.15. Схематическое изображение дефектов упаковки (ДУ)

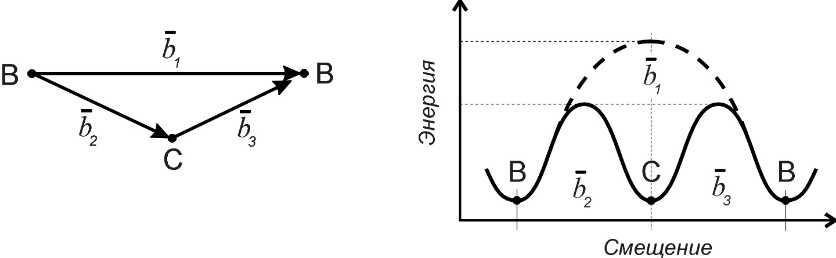
в кристаллической структуре: а – ДУ внедрения; б - ДУ вычитания

Как видно из рис.15, дефект упаковки всегда связан с наличием дислокаций, так как лишняя прослойка или отсутствие атомного слоя создают экстраплоскости и связанные с ними линейные искажения решетки у торцов ДУ. Другими словами, граница дефекта упаковки является дислокацией. Такие дислокации имеют вектор Бюргерса меньше малого вектора трансляции решетки, поэтому называются *частичными* (или несовершенными), в отличие от полных (совершенных), у которых вектор Бюргерса – это вектор трансляции решетки.

Дислокации – сдвиговый дефект. Сдвиг в кристалле происходит всегда в том направлении, в котором сопротивление сдвигу наименьшее и, в этом случае, энергетические затраты на осуществление сдвига минимальны. Так, например, в плотноупакованной плоскости {111}ГЦК, имеющей гексагональное расположение атомов (в модели жесткости сфер она показана на рис.16,а), если выполняется *критерий Франка* , то сдвиг легче провести по маршруту *b2* + *b3*, чем по вектору сдвига *b1*. Т.е. энергетические затраты на сдвиг путем образования двух частичных дислокаций с векторами Бюргерса *b2* и *b3* будут меньше, чем на сдвиг за счет образования одной полной дислокации с вектором Бюргерса *b1*. Это следует из того, что энергия такого сдвига определяется как энергия образовавшейся дислокации , основной вклад в которую вносит квадрат вектора Бюргерса. Таким образом, энергетический барьер, преодолеваемый при сдвиге за счет частичных дислокаций, будет меньше, чем за счет полной дислокации (рис.16,б).



а)



б)

Рис.16. Различные варианты сдвига в плотноупакованной атомной плоскости

с гексагональным расположением атомов (модель жестких сфер):

b1, b2, b3 – вектора сдвига (вектора Бюргерса)

Поэтому, если критерий Франка выполняется, то в металле дислокации будут частичными, а не полными. Но здесь необходим учет того условия, что частичные дислокации всегда связаны с дефектом упаковки – они являются границами дефекта упаковки (рис.17). А значит, полная энергия сдвига, о котором говорилось выше, включает не только энергию частичных дислокаций, но и энергию дефекта упаковки γ. Если значение γ велико, то энергетически такой сдвиг будет невыгоден по сравнению со сдвигом за счет полной дислокации. Поэтому на практике сплавы, в которых основную роль в процессах прочности и деформации играют частичные дислокации, не столь многочисленны – это сплавы с γ<50 мДж/м2.

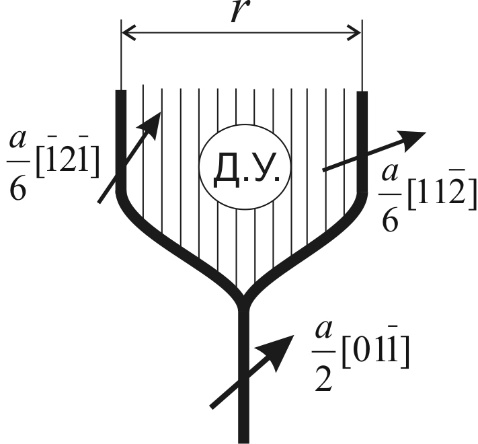


Рис.17. Схема расщепления полной дислокации с вектором Бюргерса b1= в решетке ГЦК на частичные дислокации с b2=, b3= и дефект упаковки между ними по реакции =+.

Критерий Франка для этой реакции выполняется: , 

Ширина дефекта упаковки определяется как равновесное расстояние *r* между частичными дислокациями, ограничивающими этот дефект. Оно вычисляется, исходя из силы взаимоотталкивания двух краевых дислокаций, лежащих в одной плоскости ДУ:

 → .

Расчеты, проведенные для решеток ГЦК, дают значения *r*=(19…20) ⋅*а* – для Au, *r* = (6…7) ⋅*а* – для Cu, *r* = (1…2) ⋅*a* – для Al, где *а* – период решетки. То есть для таких металлов, как Cu и Al (с относительно высоким γ) расщепление полных дислокаций физически не наблюдается, так как размер ДУ слишком мал и сливается с ядром дислокации.

В ГЦК-решетке существует два основных вида частичных дислокаций: дислокации Шокли с вектором Бюргерса  и Франка с *b* = . У *дислокации Шокли* вектор Бюргерса лежит в плоскости ДУ: она может скользить вместе с дефектом, расширяя или сужая его. *Частичная дислокация Франка* возникает, например, от схлопывания вакансионного диска. То есть это петля, ограничивающая ДУ вычитания (см.рис.15,б), с вектором Бюргерса, перпендикулярным плоскости ДУ. Дислокация Франка в отличие от дислокации Шокли скользить не может – она неподвижна (!).

Расщепление дислокаций существенно влияет на подвижность дислокаций и тем самым сказывается на прочности и пластичности металлов. Из всех частичных дислокаций, перемещаться может только дислокация Шокли, и то только скольжением в плоскости ДУ. Поперечно скользить и переползать никакая растянутая дислокация не может (!!). Поэтому в Ag, Au, Pb, Feγ (с низкой γ и частичными дислокациями) поперечного скольжения не происходит, и пластичность Al, Ni, Pb (с высокой γ и полными дислокациями) оказывается выше – за счет больших возможностей для скольжения дислокаций.

На практике, например, металлы, у которых дислокации не расщепляются (с высокой γ), обладают высокой ползучестью. Поскольку *ползучесть* – пластическое течение металла при относительно небольших нагрузках (σ<σт) и высокой температуре, то к ней будут склонны металлы, у которых есть возможности активного переползания и поперечного скольжения. У металлов же с расщепленными дислокациями (с низкой γ) таких возможностей нет и склонность к ползучести у них низкая.

2.9. Границы в кристаллах

и их взаимодействие с дислокациями

Границы являются одним из важнейших элементов структурной теории прочности. С ними и с их взаимодействием с дислокациями связаны различные механизмы передачи деформации, упрочнения и зарождения трещин.

Все границы принято делить на малоугловые и высокоугловые.

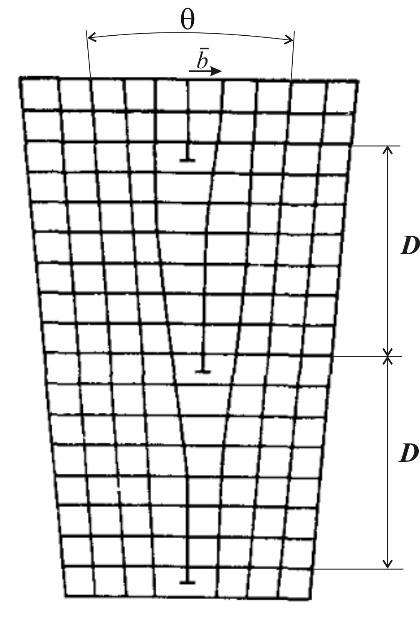


Рис.18. Схема строения

и геометрические параметры малоугловой эпитаксиальной дислокационной границы

1. *Малоугловые границы* бывают *эпитаксиальными* (они состоят из «стенок» параллельных дислокаций, расположенных друг над другом – (рис.18)) или *границами наклона* (плоскость границы, состоящая из параллельных дислокаций, расположена под углом 45° к вектору Бюргерса дислокаций).

Такие границы возникают по законам взаимодействия дислокаций, рассмотренных в разделе 2.4. Положениям эпитаксии и 45°–ного наклона соответствуют нулевые значения силы f, действующей между дислокациями (см.рис.8), т.е. это наиболее устойчивые положения взаимодействующих дислокаций, создающих наименьшие искажения решетки.

Энергия границы (энергия искажений решетки, создаваемых границей) значительно меньше, чем суммарная энергия разрозненных дислокаций, образовавших границу, так как выстроившись в границу, они компенсируют области растяжения–сжатия друг друга.

Энергия малоугловой границы *Егр* определяется углом разориентировки *θ* и типом дислокаций (*α*), образующих границу (коэффициент *α* - см. раздел 2.1):

,

где А=const; а *θ* связан с геометрическими параметрами границы соотношением:  для *θ* < 15°.

Таким образом, образование малоугловых границ представляет собой способ релаксации напряжений деформации. На практике этот способ реализуется при нагреве до относительно невысоких температур слабодеформированных (5<ε<20%) металлов и носит название *полигонизации* (рис.19). Полигонизация наблюдается в тех случаях, когда энергии деформации недостаточно для протекания рекристаллизации, и протекает она при *Т*<*Т*рек. (где *Т*рек. - температурный порог рекристаллизации). Полигонизация всегда активно развивается в Al, Fe, Mo, а, например, в Cu и её сплавах наблюдается очень редко.

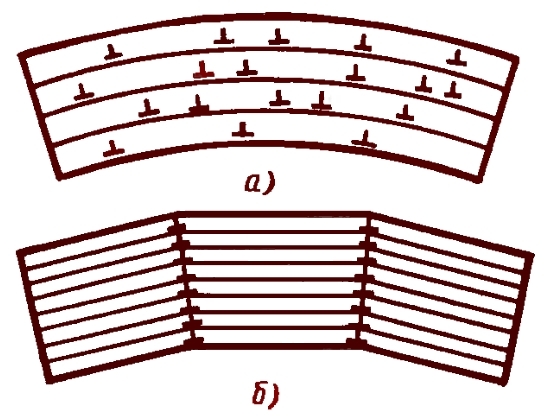


Рис.19. Схема перехода наклепанного при холодной деформации металла (а) в полигонизованное

состояние (б) при нагреве

Пространственные сетки малоугловых границ, возникающие при полигонизации, придают кристаллитам блочность (фрагментированность, ячеистость). Поскольку малоугловые границы – низкоэнергетическая дислокационная конфигурация, то они термодинамически очень устойчивы и могут сохраняться в металле вплоть до температур плавления.

С точки зрения прочности полигонизованная структура металла весьма привлекательна по следующим причинам:

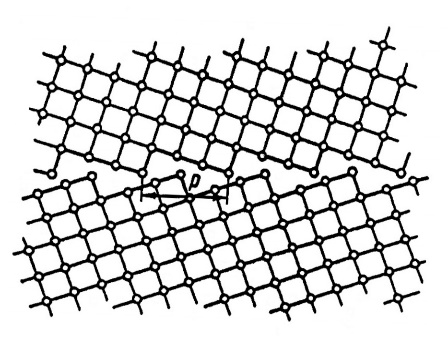
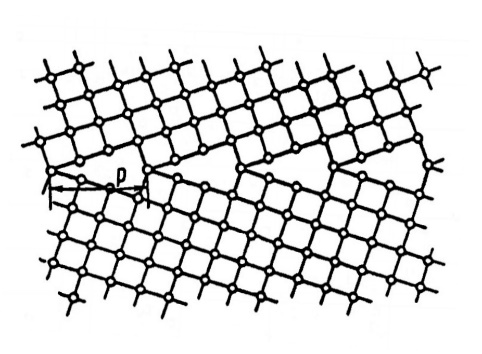
1. малоугловая граница – полупроницаемый барьер для дислокаций, т.е. дислокации «вязнут» в такой границе (встраиваются в границу, уменьшая расстояние *D*);
2. как следствие, малоугловые границы, в отличие от высокоугловых, не приводят к образованию плоских скоплений дислокаций и не создают тем самым угрозу концентрации напряжений и зарождения трещин;
3. блочность (фрагментация) уменьшает свободный пробег дислокаций, способствуя упрочнению.

Таким образом, малоугловые границы – субструктурный элемент, служащий в металле для диссипации (рассеяния) энергии деформации за счет полигонизации, а также за счет возможности повышения плотности дислокаций в границе путем сближения дислокаций в границе (уменьшается расстояние *D* ⇒ возрастает угол разориентации *θ* ⇒ увеличивается энергия границы *E*гр).

Разделение границ на малоугловые (*θ*<15°) и высокоугловые (*θ≥*15°) обусловлено тем, что теория дислокаций не может математически описать сближение дислокаций на такие расстояния, когда ядра дислокаций перекрываются. Поэтому, когда расстояние *D* между дислокациями в «стенке» становится таким, что *θ≥*15°, то граница трансформируется в высокоугловую и описывается в рамках самостоятельной теории[[1]](#footnote-1)\*.

2. *Высокоугловые границы* имеют сегментное строение (рис.20). Объем пособия не позволяет рассмотреть полную типологию высокоугловых границ и их тонкое строение (виды и поведение зернограничных дислокаций). Для этого мы отсылаем читателя к специальной литературе, представленной в конце пособия. В практике металловедения чаще всего приходится сталкиваться такими видами высокоугловых границ, как границы зерен, межфазные границы, границы двойников.

При высоких температурах высокоугловые границы − нерелаксированные, они имеют совпадающие узлы (атомы, относящиеся к обоим зернам, образующим границу - см.рис.20,а). Энергия таких границ достаточно высока, чему способствует высокая температура.



а) б)

Рис.20. Схематическое изображение высокоугловых нерелаксированных (а)

и релаксированных (б) границ; р – сегмент повторяемости границы

При низких температурах высокоугловые границы релаксируют – происходит перегруппировка атомов в границе, внешне напоминающая сдвиг одного зерна относительно другого вдоль плоскости границы (см.рис.20,б). В результате исчезают совпадающие узлы, а энергия границы резко снижается.

Высокоугловые границы представляют собой непроницаемый барьер для движущихся дислокаций (даже когерентные границы двойников). В этом состоит их главная функция в механизмах упрочнения материалов. Более подробно этот вопрос будет рассмотрен далее. Здесь же только отметим, что барьерный эффект вызывает, как уже говорилось, образование скоплений дислокаций и возникновение концентрации напряжений в этом районе. Это, в свою очередь, приводит к двум возможным сценариям развития деформации: к эстафетной передаче деформации через границу или к зарождению трещин и разрушению. Выбор сценария определяется структурным состянием материала и характером нагружения.

**3. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МОНО-**

**И ПОЛИКРИСТАЛЛОВ**

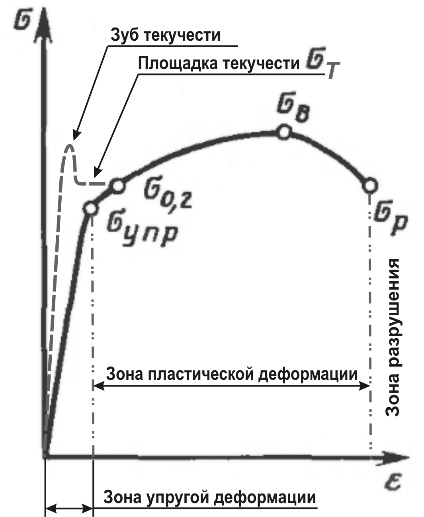


Рис.21. Диаграмма растяжения металлических материалов и её характерные элементы: σупр - предел упругости; σ0,2 (σТ) - предел текучести; σВ - предел прочности; σР - напряжение разрушения

В процессе нагружения при эксплуатации материал может испытывать два основных вида деформации – упругую и пластическую. Деформация (и ее характер) описывается диаграммой деформации, которая чаще всего строится в координатах напряжение σ − относительная деформация ε. Пример такой диаграммы, полученной при растяжении (самого распространенного вида испытаний металлических образцов), приведен на рис.21. На рис. показан собирательный образ диаграммы и все возможные характеристические точки для различных состояний материала.

*Упругая деформация* характеризуется наклонным прямолинейным участком на диаграмме растяжения (на рис.21: от начала координат до точки σупр – предел упругости материала). Она подчиняется закону Гука σ*=Е⋅ε* (где *Е* – модуль упругости) и исчезает после снятия нагрузки. При упругой деформации происходит смещение атомов из положений равновесия, но межатомные связи при этом не обрываются (в отличие от пластической деформации), поэтому после снятия нагрузки атомы имеют возможность вернуться в свои равновесные положения. На реальных диаграммах растяжения участок упругой деформации не является строго прямолинейным – при приближении к точке σупр он начинает слегка искривляться, что характеризует наличие небольшой остаточной деформации. Поэтому *пределом упругости* σупр называют напряжение, при котором пластическая деформация достигает заданной малой величины, установленной условиями. Обычно в качестве таких условий используют значения остаточной деформации 0,001; 0,005; 0,02 и 0,05%, а соответствующие пределы упругости обозначают σ0,001, σ0,02 и т.д. Эти величины – важная характеристика пружинных материалов.

*Пластическая деформация* – деформация, не зависящая от времени, которая сохраняется после разгрузки. У пластичных материалов её зона занимает большую часть диаграммы деформации (как на рис.21). У высокопрочных (хрупких) – её зона может быть сравнима по размеру с зоной упругой деформации; у таких материалов кривая деформации резко, монотонно и нелинейно уходит вверх и обрывается в точке σВ. У таких хрупких материалов остаточное удлинение εОСТ обычно не превышает 5%.

*Физический предел текучести* σТ может быть определен только по реальным диаграммам, если на них присутствует *площадка текучести* (пунктирная линия на рис.21). Это характерная черта очень пластичных материалов, для остальных же чаще всего используют *условный предел текучести* σ0,2 – это напряжение, которому соответствует пластическая деформация 0,2%, которая достаточно точно характеризует переход от упругих деформаций к пластическим и легко определяется при испытаниях.

*Зуб текучести* наблюдается на диаграмме растяжения пластичных металлических сплавов с примесями, атомы которых образуют атмосферы на дислокациях. Зуб текучести всегда сочетается с последующим пластическим течением металла (площадкой текучести), что характеризует этап отрыва дислокаций от атмосфер или зарождение новых «свежих» дислокаций, не имеющих атмосфер (об этом более подробно см. далее).

*Предел прочности* (временное сопротивление) σВприсутствует на диаграмме деформации любого металлического материала (часто совпадая с σР). Он характеризует максимальную несущую способность материала, его прочность, предшествующую разрушению: σВ= *Pmax / F0*, где *Pmax* - максимальная выдерживаемая материалом нагрузка, *F0* - площадь сечения испытываемого образца.

Напряжение σР соответствует моменту разрыва образца. Участок σВ-σР на диаграмме деформации наблюдается у материалов, образцы которых разрушаются с образованием шейки.

Таким образом, наиболее типичной для большинства металлических материалов является кривая деформации (при растяжении), проходящая через точки σупр, σ0,2 и σВ (см.рис.21). При расчетах на прочность допустимое напряжение обычно выбирают в ~1,5 раза меньше σ0,2 или в ~2,5 раза меньше σВ.

**3.1. Пластическая деформация моно-**

**и поликристаллов скольжением**

Пластическая деформация (εп) совершается путем скольжения или двойникования. Оба этих элементарных механизма имеют дислокационную природу.

*Механизм скольжения* дислокаций подробно рассмотрен в разделе 2.2. В модели жестких сфер он иллюстрирован на рис.22. На рис.23 также в модели жестких сфер для сравнения показан результат двойникования (дислокационный механизм двойникования см. далее).

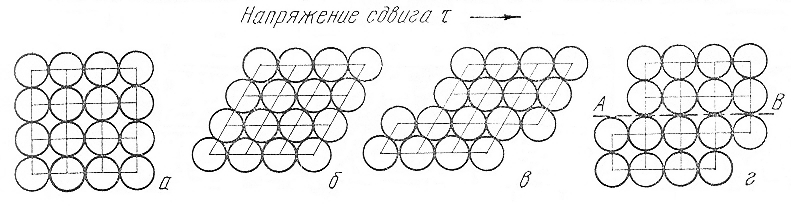


Рис.22. Последовательные стадии (а-г) пластической деформации скольжением, показанные в модели жестких сфер: а – до начала деформации;

б – упругая деформация; в – упругопластическая;

г – пластическая деформация по плоскости скольжения АВ

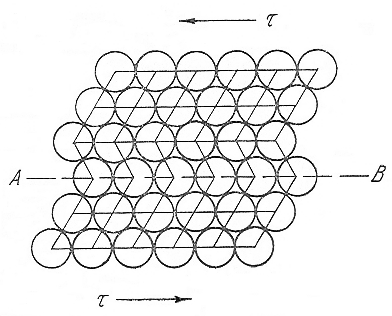


Рис.23. Двойник в модели жестких сфер;

АВ – плоскость двойникования;

τ - направление сдвига

Сравним характерные черты скольжения и двойникования.

***Скольжение* (сдвиг происходит на вектор решетки) – это перемещение одной части кристалла относительно другой, при которой строение обеих остается неизменным. Идет только по отдельным плоскостям, отстоящих друг от друга на определенном расстоянии, т.е. скольжение – это гетерогенная деформация.**

*Двойникование* (сдвиг происходит на часть вектора решетки) – это сдвиг части кристалла в «зеркальное» положение относительно несдвинутой части кристалла. При двойниковании атомы в каждом слое сдвигаются на одно и то же расстояние (меньшее, чем параметр решетки) по отношению к атомам нижележащего слоя, а сама область двойникования остается гомогенной. Двойниковый сдвиг может произойти только *один раз* (в данной области кристалла, по отношению к плоскости двойникования). А скольжение может идти многократно (по отношению к несдвинутой части кристалла).

Теперь более подробно остановимся на развитии пластической деформации εп по механизму скольжения.

εп идет не по всем кристаллическим плоскостям и направлениям, а последовательно: в процессе скольжения последовательно вступают те плоскости и направления, которые наиболее благоприятно ориентированы относительно внешней силы (в которых касательное напряжение последовательно возрастает до критической величины – напряжения сдвига ).

В каждой плотноупакованной плоскости, скольжение идет по направлениям с наиболее плотной упаковкой атомов, так как, чем меньше элементарное скольжение, тем при меньших напряжениях происходит этот процесс – легчайший сдвиг. Преимущественное скольжение в основной системе скольжения <111> {110} в решетке ОЦК проиллюстрировано на рис.24.

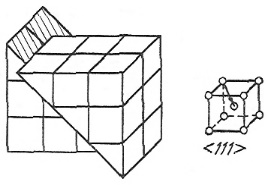
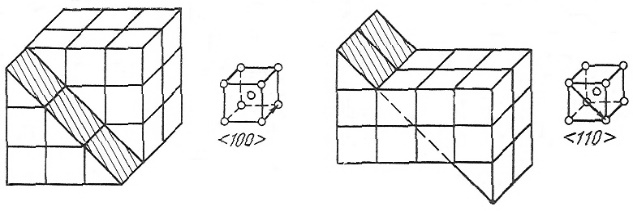


Рис.24. Три возможных направления скольжения в решетке α-Fe (ОЦК);

преимущественным является самое короткое - <111>

Для каждого материала существует определенное значение касательного напряжения, по достижению которого в системе скольжения начинается сдвиг. Для чистых металлов этот уровень напряжений задается силой Пайерлса, в металлических сплавах он, как правило, выше за счет дополнительных искажений решетки, создаваемых примесными атомами, за счет атмосфер на дислокациях и т.п.

*Структурными признаками скольжения*, по которым можно судить о характере и степени пластической деформации, являются ступеньки, образующиеся на поверхности кристалла при выходе на неё дислокаций в результате скольжения. Поскольку скольжение идет по определенным плоскостям, то рис. ступенек на поверхности кристалла будет строго определенным, соответствующим кристаллографии скольжения. На поверхности микрошлифа принято различать следы, полосы, линии, пачки скольжения.

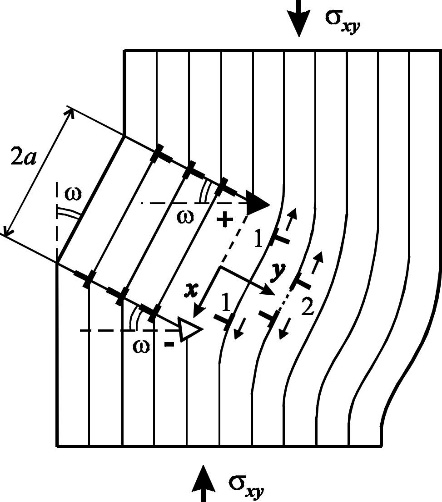


Рис.25. Дислокационная модель линии скольжения (полосы переориента-ции), где 2а – ширина линии скольжения, идущей от границы зерна; ω – угол разворота при переориентации кристаллографии-ческих плоскостей кристаллита

*Линии скольжения* – видимый след пересечения группы активных плоскостей скольжения с поверхностью микрошлифа; они имеют микроскопическую толщину.

Множество линий скольжения сливаются в полосы скольжения, которые делят кристалл на пачки скольжения (они могут вытягиваться, сгибаться, поворачиваться). Если полоса скольжения достигает макроразмеров и видна в лупу или невооруженным глазом, то её называют полосой Людерса-Чернова.

В металлофизике полосы скольжения называют полосами переориентации, так как в области выхода полосы на поверхность в кристалле происходит изменение (переориентация) положения кристаллографических плоскостей, в которых при скольжении группируются дислокации, создавая противоположно ориентированные дислокационные «стенки» − малоугловые границы (рис.25).

Структурные изменения металла по мере развития деформации (в зависимости от степени деформации εп) схематически показаны на рис.26.

|  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- |
| Следы деформации_Скан | | | |
| а - εп = 0% | б - εп = 1% | в - εп = 40% | г - εп = 80-90% |
| Рис.26. Схематическое изображение последовательных структурных изменений  в поликристаллическом металле по мере увеличения величины  пластической деформации εп | | | |

Сначала возникают параллельные полосы скольжения по наиболее благоприятным по отношению к линии нагрузки плоскостям (см.рис.26,б). Причем, поначалу этот процесс наблюдается только в отдельных зернах с благоприятной для развития деформации ориентировкой. Затем по мере повышения напряжения, появляется все больше таких зерен и полос скольжения. Возникают новые полосы под углом к первоначальным полосам – в дополнительных системах скольжения. Происходит фрагментирование зерен за счет образования множества малоугловых границ. Далее последовательный массовый выход линий скольжения на поверхность кристаллитов приводит к изменению формы зерен (см.рис26,в). По мере увеличения степени деформации кристаллиты вытягиваются все больше (см.рис.26,г). На заключительной стадии (на рис.26 не показана) избыточное количество дислокаций приводит к тому, что фрагменты зерен превращаются в мельчайшие кристаллиты. Насыщение малоугловых границ дислокациями до значений угла разориентации θ≥15° трансформирует эти границы в высокоугловые. В результате получаются ультрамелкозернистые или нанокристаллические структуры (например, по технологии интенсивной пластической деформации – методом равноканального углового прессования).

3.2. Механизм пластической деформации монокристаллов двойникованием

Деформация монокристаллов двойникованием развивается тогда, когда скольжение затруднено. Например, при пониженных температурах или при повышении скорости деформации *έ*.

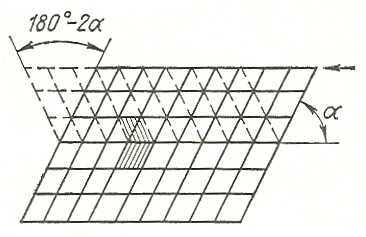


Рис.27. Кристаллографическая схема двойникования

Результатом двойникования является поворот ребра кубической ячейки по отношению к плоскости двойникования с угла α до угла (180 − 2α), т.е. – «зеркальное» отражение (рис.27).

Скорость двойникования, т.е. скорость переброса от угла α до угла (180 − 2α), близка к скорости звука в кристалле. Поэтому деформация двойникованием часто сопровождается звуковыми эффектам – треском или «криками», например, у олова. Причина в том, что напряжение зарождения двойника очень велико (по сравнению с напряжением его роста), благодаря чему дислокации разгоняются до скорости звука.

Микромеханизм образования двойника в ОЦК-решетке показан на рис.28. Он представляет собой кооперативное (согласованное) движение частичных дислокаций <111> в параллельных плоскостях {112}.

|  |  |  |
| --- | --- | --- |
| Двойникование_01_W | Двойникование_02_W | Двойникование_03_W |
| а) | б) | в) |
| Рис.28. Схематическое изображение последовательных стадий (а-в) образования двойниковой структуры в решетке ОЦК при движении двойникующих частичных дислокаций <111> в плоскостях {112} | | |

Изображение двойника в кристаллической структуре плоскости (111)ОЦК представлено на рис.29. Видно, что основные наиболее протяженные границы двойника когерентны, а следовательно обладают очень низкой энергией (искажений решетки). Такие границы термодинамически (термически, механически) очень устойчивы, их трудно заставить перемещаться и убрать двойник из структуры металла весьма тяжело. Это возможно, например, при высоком нагреве за счет миграции некогерентной границы – торца двойника, но часто при нагреве этот процесс идет не до конца и происходит лишь укрупнение двойников деформации – образование на их месте двойников отжига. Поэтому в структуре принято различать двойники деформации − узкие (в ОЦК-кристаллах их толщина менее 5 мкм), заостренные, в виде линий или игл, которые обычно заканчиваются внутри зерна (реже доходят до границ зерна, перейти через которые двойник не может), и двойники отжига – широкие, в виде полос.

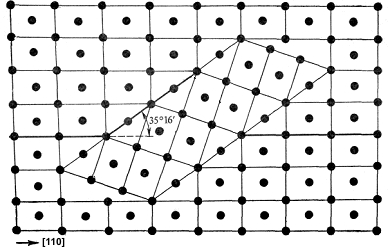


Рис.29. Вид двойника в плоскости (111) решетки ОЦК

Существует эмпирический показатель, определяющий склонность металлов к двойникованию – это отношение ЕДВ / ЕГР, где ЕДВ – поверхностная энергия границы двойника, ЕГР – поверхностная энергия некогерентной границы. Чем меньше ЕДВ / ЕГР, тем больше вероятность двойникования и тем устойчивее двойники. Например, для меди, которая очень склонна к двойникованию, это отношение равно 0,05; а для алюминия, в котором двойники никогда не обнаруживаются, это отношение равно 0,2.

3.3. Двойники в поликристаллах

Величина зерна сильно влияет на условия зарождения и развития двойников – чем меньше зерно, тем труднее образуются двойники. Причины этого явления следующие:

1) в мелкокристаллическом металле плотность дислокаций в пределах одного зерна выше, чем в крупнозернистом, это мешает движению двойникующих дислокаций при зарождении двойника;

2) образование мощных скоплений дислокаций в крупном зерне происходит легче, чем в мелком, и создает на границе крупного кристаллита концентрацию напряжений, необходимую для зарождения двойника.

На рис.30 представлены экспериментальные данные, наглядно иллюстрирующие влияние размера зерна на развитие пластической деформации в армко-железе, которая может происходить как скольжением, так и двойникованием.

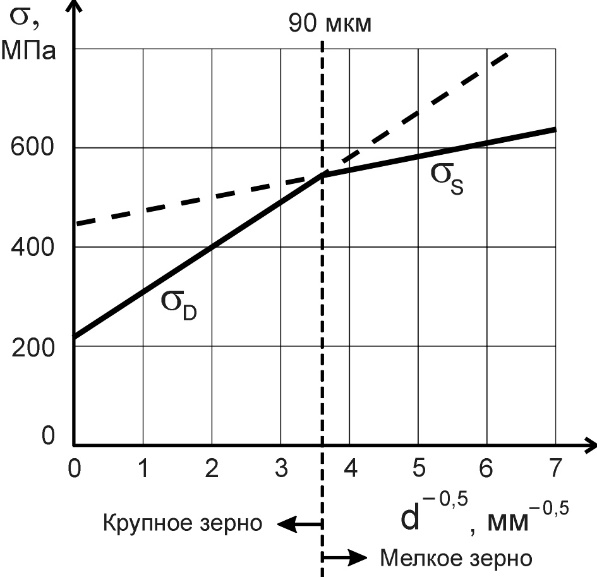


Рис.30. Зависимость критического напряжения двойникования 

и скольжения  от размера зерна d для α-Fe,

деформированного при −100°C и έ =103 сек−1

Образование двойников деформации выражает факт релаксации внутренних напряжений в кристалле, общий уровень которых при этом падает. Но со структурной точки зрения двойникование способствует *упрочнению* металла, так как возникновение двойников сокращает длину свободного пробега дислокаций за счет появления на пути дислокаций дополнительных непроницаемых и очень устойчивых барьеров в виде границ двойников.

3.4. Напряжения в моно- и поликристаллах

(поликристаллическое упрочнение)

Напряжение сдвига *τ* в данной плоскости скольжения и в данном направлении скольжения (т.е. в системе скольжения) *монокристалла* связано с приложенным растягивающим напряжением σ зависимостью Шмидта-Боаса:

,

где М – ориентационный фактор;  - угол между нормалью к плоскости скольжения и осью растяжения;  - угол между направлением скольжения и осью растяжения.

Для *поликристалла* величина М меняется от зерна к зерну. Для того, чтобы можно было применить к поликристаллу закон Шмидта-Боаса, проводят усреднение фактора М (для поликристаллов М обозначается как Мр) по наиболее вероятным системам скольжения для каждой решетки. Эмпирические данные усреднения дают следующие результаты:

ГЦК: Мр=3,1; ОЦК: Мр=2,0; ГПУ: Мр=6,5 (при ).

Тогда, учитывая, что:  и ,

получим ,

где  - сдвиговая деформация в той системе скольжения, где действует *τ*;  - интенсивность деформационного упрочнения поликристалла;  - то же самое для наиболее благоприятной системы скольжения монокристалла;  - показывает упрочнение поликристалла по сравнению с монокристаллом, зависящее только от ориентационного фактора.

Таким образом, *скорость (интенсивность) деформационного упрочнения* поликристаллов существенно больше, чем у монокристаллов. Только за счет разориентации кристаллитов, образующих поликристалл, у ОЦК-кристаллов она в 4 раза выше, у ГЦК в 10 раз, а у поликристаллов с решеткой ГПУ она больше в 40 раз (!!!).

4. ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Все механизмы упрочнения имеют одну физическую природу – дислокационную. Каждый механизм получил свое название в зависимости от того, каким образом тормозятся дислокации. В промышленных металлах и металлических сплавах торможение дислокаций осуществляется: атмосферами примесных атомов (механизм деформационного старения); мелкими частицами (дисперсионный механизм); атомами, растворенными в решетке (твердорастворный механизм); самими дислокациями (дислокационный механизм); границами зерен (зернограничный механизм).

Приведенные механизмы могут быть (с известной долей условности) отнесены к разным структурным уровням упрочнения – субструктурному и микроструктурному. Из перечисленных механизмов к микроструктурному уровню отнесем зернограничный механизм (подробнее он будет рассмотрен позже), а остальные объединим на субструктурном уровне, где упрочнение происходит за счет:

1. взаимодействия дислокаций:

- со скоплениями дислокаций, заторможенных на препятствиях;

- уменьшение подвижности дислокаций при их пересечении и «перепутывании» (образование клубков, сеток, леса и других дислокационных конфигураций);

1. взаимодействия дислокаций с атомами примесей:

- атмосферами на дислокациях (деформационное старение);

- легирование, т.е. повышение энергии межатомной связи за счет образования твердого раствора, что затрудняет акт начала движения дислокаций;

- примеси в твердом растворе (торможение скользящей дислокации искажением силового поля решетки в месте расположения атома примеси).

1. взаимодействия дислокаций с частицами второй фазы: вторая фаза тормозит дислокацию либо как барьер, если это некогерентное включение; либо как поле напряжений в решетке, если это когерентные или полукогерентные дисперсные частицы.

Экспериментальная и теоретическая оценка механизмов упрочнения субструктурного уровня была выполнена *Коттреллом*, который постулировал следующие выводы:

1. вклад каждого механизма в упрочнение аддитивен;
2. у реальных металлов каждый механизм может повысить σТ  до ~ 700 МПа;
3. каждый механизм существенно зависит от температуры.

Оценка зернограничного механизма упрочнения, который мы отнесли к микроструктурному уровню, проводится по уравнению Холла-Петча (см. далее).

**4.1. Стадии деформационного упрочнения**

**монокристаллов**

В общем случае на диаграмме деформации (рис.21) можно выделить три характерных участка, которые принято называть стадиями деформационного упрочнения. Все три стадии показаны на рис.31. Приведенная на рис.31 часть кривой деформации соответствует участку от σУПР до σВ на рис. 21.

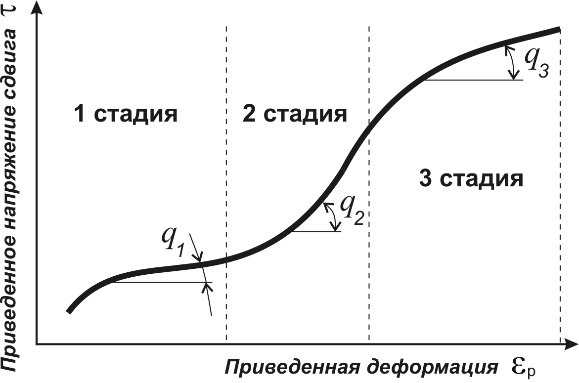


Рис.31. Типовая кривая деформации монокристалла

с любой решеткой (ГЦК, ОЦК, ГПУ) при растяжении

В зависимости от типа решетки стадии упрочнения могут быть разной протяженности или вообще отсутствовать. Каждая из них характеризуется специфическими особенностями поведения дислокаций, а количественно описывается *коэффициентом деформационного упрочнения*:

*q* = d*τ* /dεp= *tg θi,*

где *θi* – угол наклона кривой к оси ε на i- й стадии.

Характерными особенностями каждой стадии деформационного упрочнения являются:

**I стадия:**

- область легкого скольжения дислокаций, поэтому коэффициент упрочнения этой стадии *q1*мал;

- наличие и протяженность этой стадии сильно зависит от ориентации кристалла по отношению к внешней нагрузке и от присутствия примесей;

- скольжение дислокаций идет по первичным (основным) системам скольжения;

- на этой стадии образуются тонкие линии скольжения, равномерно распределенные по всей поверхности на расстоянии 200-300 Å, величина сдвига в каждом следе скольжения 30-50 Å; деформация на этой стадии развивается, главным образом, путем возникновения новых линий скольжения, плотность которых повышается с ростом деформации;

- в ГПУ-кристаллах I стадия занимает всю кривую упрочнения τ−εp (если не происходит двойникования); у ГЦК-кристаллов эта стадия мала (или вообще отсутствует), так как быстро наступает множественное (турбулентное) скольжение; например, в α-латуни и аустенитной нержавеющей стали величина приведенной деформации на этой стадии составляет: = 1−2 %;

- наличие этой стадии на диаграмме деформации возможно при отсутствии препятствий на пути дислокаций.

**II стадия:**

- повышение напряжения τ приводит к множественному (турбулентному) скольжению дислокаций, в том числе и по вторичным системам скольжения, при этом дислокации тормозят друг друга;

- коэффициент упрочнения этой стадии *q2* максимален и практически постоянен;

- формируется *ячеистая дислокационная структура* (рис.32,б, 33): ячейки с поперечником 1-3 мкм и толщиной субграниц 0,1-0,2 мкм; граница ячейки составлена из групп одноименных дислокаций по *п* дислокаций в каждой группе; если на единице площади имеется *N* штук таких групп, то для границы ячеек *ρ* = *п·N* (при дальнейшем повышении τ две соседних группы по *п* взаимодополняющих дислокаций выстраиваются в полосу переориентации, как это показано на рис. 25);

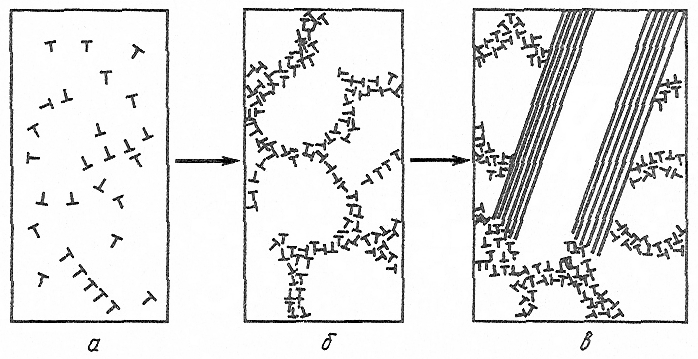


Рис.32. Последовательные стадии эволюции дислокационной структуры монокристалла по мере роста приведенного напряжения сдвига τ: а – хаотичное распределение дислокаций при ламинарном характере их движения (1-я стадия деформационного упрочнения); б – ячеистая дислокационная структура, формирующаяся при турбулентном движении дислокаций на 2-й стадии упрочнения; в – полосовая дислокационная структура, характерная для 3-й стадии деформационного упрочнения

- для этой стадии выполняется приближенная зависимость τ *п*;

- длина линий скольжения уменьшается по сравнению с I стадией, появляются новые очень тонкие линии скольжения длинной ~ 10 мкм, образовавшиеся в результате скольжения по латентным (вторичным) плоскостям скольжения; длина линий скольжения *L* уменьшается по зависимости: L ~ 1/ε;

- для этой стадии характерно неравномерное распределение линий скольжения.

**III стадия:**

- на этой стадии по мере роста τ развивается поперечное скольжение и дислокации начинают огибать препятствия (дислокационные барьеры), которые сформировались на II стадии и сдерживали дислокации;

- происходит интенсивная аннигиляция взаимодополняющих дислокаций, что в совокупности с сгибанием препятствий приводит к снижению коэффициента упрочнения *q*3, причем *q3* << *q2* ;

- длина новых линий скольжения уменьшается; на этой стадии параллельные (уже существующие) линии или группы линий скольжения соединяются между собой поперечными линиями, расположенными по латентным плоскостям; число таких соединений растет с увеличением εР; это приводит к образованию полос скольжения и их фрагментации;

- характерный признак этой стадии – полосовая дислокационная структура (см.рис.32,в, 33).

|  |  |
| --- | --- |
| ЯчеистДислСтр-ра_Молибден | ПолосДислСтр-ра_Молибден |
| Рис.33. Ячеистая (слева) и полосовая (вверху) дислокационные структуры в деформированном молибдене; просвечивающая электронная микроскопия |

4.2. Деформационное старение

(упрочнение атмосферами примесей)

*Деформационное старение −* это блокирование (закрепление) подвижных дислокаций в результате взаимодействия дислокаций с атомами примесей в процессе деформации и после нее.

Чаще всего процесс деформационного старениявстречается в ОЦК-металлах с примесями внедрения (например, в системе Feα−С). В разделе 2.7 было показано, что для создания насыщенных атмосфер на всех дислокациях при плотности дислокаций ρ=108-1012 см−2 достаточно малых концентраций примеси С−10−2 (атомных %).

Этот вид упрочнения характеризуется резким пределом – «зубом текучести» на диаграмме деформации (см.рис.21). Верхний предел текучести (вершина зуба) соответствует напряжению отрыва дислокаций от атмосфер, а нижний σТ соответствует напряжению движения свободных (незакрепленных) дислокаций через решетку.

***В общем случае, пластичность и текучесть связаны с подвижными дислокациями. Для упрочнения металла необходимо дислокации «закрепить»*** (это - основной принцип упрочнения).

Исходя из этого принципа, «зуб текучести» появляется там, где подвижных (незакрепленных) дислокаций сначала мало (или закреплены, или просто мала *ρ*), а затем происходит резкое увеличение их количества (или отрыв от атмосфер, или интенсивное размножение, или то и другое).

Известны количественные эмпирические условия образования «зуба текучести»:

1) наличие зуба на кривой растяжения наблюдается при следующих значениях плотности *ρ* свободных (незакрепленных атмосферами) дислокаций:

- в начальный момент пластической деформации *ρ*нач см−2;

- на последующем этапе пластического течения размножение дислокаций происходит по зависимости *ρ* ε

2) зуб наблюдается тогда, когда скорость дислокаций *V* сильно зависит от приложенных напряжений σ; в этом случае скорость пластического течения *έP* определяется общей длиной *L0* подвижных дислокаций с вектором Бюргерса *b* (*L0* определяется на единицуобъема):

*έP = M⋅L0⋅b⋅V,*

где М - ориентационный фактор; L0 − принимают для свежих подвижных дислокаций на стадии пластического течения; (при *L0*  см−2 в ОЦК-металлах наблюдается наличие зуба из-за слишком малого количества свободных дислокаций для пластического течения металла).

Установлено эмпирическое соотношение:

*V* =(σ /σ0)*n*,

где σ - текущее напряжение, приложенное к металлу.

Величина зуба текучести обратно пропорциональна *п*: для малых *п* зуб велик (*п* ≤50: Ge - 2; LiF - 15; Fe+Si - 40); для больших *п* зуб почти не наблюдается (*п* ≥100: для ГЦК-металлов *п ≈* 200). (Обычно в качестве типичных значений для Fe-C-сплавов принимаются: σ0=200 МПа (до деформации); *V* = *C* см/с (*C*- скорость упругой волны в металле); *b*=2,5см; *έP* = 0,02 мин-1 ).

**4.3. Упрочнение атомами и частицами второй фазы**

Принципиальное значение для упрочнения сплава посредством такого структурного фактора, как вторичные фазы, имеет размерный фактор, который определяет механизм и эффективность упрочнения. Исходя из размерного фактора, вторичные фазы в сплаве могут находиться в следующем виде:

* + 1. отдельные атомы, растворенные в решетке;
    2. дисперсные частицы (когерентно или не когерентно расположенные в металлической матрице);
    3. отдельные кристаллиты второй фазы (некогерентные с матрицей).

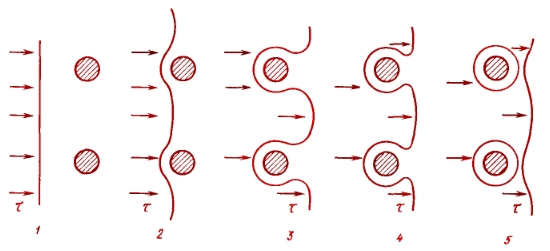
1.Если движущаяся дислокация аналогично струне встречает *атомы примеси*, неупорядоченно расположенные *в виде твердого раствора*, то взаимодействие их упругих полей ведет к торможению дислокации и к упрочнению, при котором напряжение течения *τ0*:

*τ0* = 2,5 ·G · ε 4/3 · C,

где G - модуль сдвига; C – концентрация растворенного элемента; ε – фактор размерного несоответствия (смещения в решетке, описанные ранее в разделе 2.7).

Расчет по последнему выражению дает хорошие совпадения с экспериментом для тв. растворов на основе меди.

2.При дисперсионном твердении предел текучести зависит от расстояний между *дисперсными частицами*. Максимальное упрочнение достигается при некотором оптимальном расстоянии между частицами, когда кольца дислокаций вокруг частиц, образующиеся при огибании их дислокацией, перекрывают межчастичные расстояния и тормозят дислокации (рис.34,а). Для сплавов, склонных к дисперсионному твердению оптимум составляет 50-100 периодов решетки. Этот механизм упрочнения имеет место в тех сплавах, у которых дисперсные частицы имеют модуль сдвига *GЧ* выше модуля сдвига матрицы *GМ* : *GМ* << *GЧ* . Если *GМ >GЧ* , то упрочнения наблюдаться не будет, так как дислокации при движении будут «перерезать» включения и двигаться дальше (рис.34,б).

а)

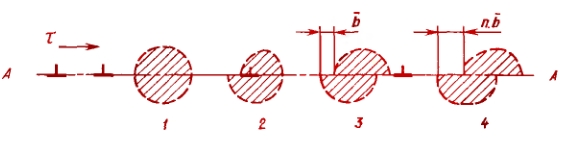
б)

Рис.34. Последовательные стадии (1-5) взаимодействия дислокаций с дисперсными частицами второй фазы: а – механизм огибания частиц с генерированием дислокационных петель; б – механизм перерезания частиц; АА – след плоскости скольжения; τ - касательное напряжение в плоскости скольжения

Оба эти вида упрочнения (п.1,2) снимаются при при повышенных температурах *Т* ≥ 0,44 · Тпл, когда напряжение течения приближается к значениям чистого металла. Это объясняется активацией механизма переползания дислокаций, что дает им возможность за счет поперечного и множественного скольжения легко обходить мелкие препятствия. Кроме того, при высоких температурах уменьшается прочность связей растворенных атомов с решеткой матрицы, т.е. падает их сопротивление движению дислокаций (п.1).

3. *Двухфазные сплавы*, у которых фазы находятся в виде кристаллитов, упрочняются по-разному в зависимости от соотношения механических свойств матрицы и второй фазы. В качестве примеров можно привести следующие сочетания:

а)вторая фаза прочнее (тверже) матрицы:

- вторая фаза пластичная (β-фаза в α-латуни);

- вторая фаза хрупкая (CuAl2 в дуралюмине);

б)вторая фаза мягче, чем матрица:

- вторая фаза пластичная (свинец в латуни);

- вторая фаза хрупкая (графит в чугуне).

В научной литературе существует множество эмпирических и полуэмпирических зависимостей (среди них есть достаточно сложные, многопараметрические), из которых трудно выделить наиболее обобщающие или фундаментальные. Поэтому остановимся на самых простых.

Если деформация в каждой фазе одинакова, а формой, размерами и распределением второй фазы можно пренебречь, то прочность сплава вцелом определится как:

σсплава= σαVα+ σβVβ= σα+Vβ⋅(σβ−σα) – линейный закон роста

/ В реальности распределением второй фазы вряд ли можно пренебречь: например, если вторичный цементит в заэвтектоидной стали присутствует в виде сетки, то он придает стали высокую хрупкость, а если − в виде дисперсных частиц, то − упрочнение /

Если обе фазы пластичны, то:

εсплава= εα+Vβ(εβ−εα),

где Vβ - объемная доля фазы β. Если Vβ → 0, то основная деформация происходит в твердом растворе α. Когда Vβ достигает ~30% α-фаза перестает быть непрерывной матрицей и деформация в обеих фазах стремится сравняться: εα≈εβ≈εсплава При Vβ ≥ 70 % деформация опять регулируется матрицей, но этой матрицей уже становится β-фаза.

**4.4. Влияние величины зерна на упрочнение**

Поскольку эффект упрочнения металлических сплавов в конечном итоге определяется влиянием состава и структуры сплава на поведение в нем дислокаций, то влияние величины зерна на прочность определяется общей протяженностью границ зерен, которые являются наиболее эффективными из всех структурных элементов барьерами для дислокаций. Поэтому различия в поведении поли- и монокристаллов при нагружении определяются, во-первых, наличием границ и, во-вторых, разориентацией зерен относительно друг друга. Эти различия по отдельности уже встречались нам ранее, но здесь сформулируем их все вместе и в наиболее общем виде:

1. В главных системах скольжения отдельных зерен поликристалла действуют различные касательные напряжения *τ* (влияние ориентационного фактора М; у монокристалла *τ = const*).

2. Границы зерен (приграничные объемы) препятствуют развитию скольжения и передаче деформаций из зерна в зерно; поэтому макроскопическая деформация в поликристалле наблюдается при более высоких напряжениях, чем в монокристалле.

3. Определенные участки границ зерен при нагружении могут действовать как источники дислокаций, повышая *ρ* внутри зерна (в сравнении с монокристаллом).

4. Для поликристаллов невозможно по изменению геометрии поверхности (ступеньки, полосы скольжения, рельеф и т.п.) делать выводы о процессах, происходящих внутри тела.

Итак, главное влияние оказывают границы зерен. Причем деформация соседних зерен, прилегающих к общей границе, должна быть согласованной в определенных (конечных) областях зерен, так чтобы не было нарушения сплошности материала. Рассмотрим это влияние более подробно.

Процесс скольжения в зерне начинается в наиболее благоприятно ориентированных по отношению к оси нагрузки системах скольжения, но через границу перейти не может, так как на границе заканчивается плоскость и направление, по которым развивалась деформация (происходило скольжение дислокаций).

Таким образом, деформация в поликристаллах связана с неодинаковостью ее в теле зерна и в субмикроскопических приграничных областях. Трудность оценок заключается в том, что к настоящему времени не найдено полного соответствия (не просчитаны соотношения) между внутризеренными и приграничными объемами для одного и того же материала с различной средней величиной зерна. Поэтому все к настоящему времени установленные зависимости здесь имеют в конечном итоге полуэмпирический характер и состоят из двух слагаемых:

а) выведенная зависимость *касательных напряжений* сдвига *τ* от среднего диаметра зерна d:

*τ* = *τ*0 + ks · d,

где *τ*0 - напряжение сдвига для начала скольжения дислокаций в монокристалле (в теле зерна); ks· d - характеризует влияние приграничных объемов; ks – коэффициент, характеризующий концентрацию напряжений у вершины полосы скольжения; d - протяженность полосы скольжения (которая обычно принимается равной диаметру зерна).

Эта зависимость выведена на основе двух положений:

- границы непроницаемы для скольжения и двойникования;

- внутризеренная концентрация напряжений, необходимая для начала пластического течения, *τ*0- не зависит от размера зерна d.

Учитывая ориентационный фактор Мр:

σ = Мр⋅ *τ*,

где σ - внешнее напряжение, приложенное к поликристаллу.

б).экспериментальная *зависимость Холла-Петча* *для нормальных напряжений*, действующих, например, при растяжении поликристаллического образца:

σ = σi + ky · d,

где σ - нижний предел текучести, т.е. напряжение, при котором линии скольжения распространяются от зерна к зерну; σi = Мр· *τ*0 – напряжение для поддержания скольжения в действующих плоскостях скольжения *внутри зерен* (структурных областей, между которыми существует эстафетная передача скольжения); ky · d- напряжение для эстафетной передачи скольжения *между зернами* (структурными областями размером d); ky = Мр · ks – по Коттреллу ky характеризует «трудность» возбуждения скольжения в соседнем зерне (хотя в научной литературе существуют и другие мнения).

Релаксация поля напряжений у полосы скольжения, задержанной возле границы зерна, может происходить либо путем передачи деформации в соседнее зерно − *эстафетный механизм* передачи деформации, либо путем образования трещины. Для того чтобы включился эстафетный механизм необходима активация источника дислокаций в соседнем зерне:

если r - расстояние от торца задержанной полосы скольжения (полоса задержана в одном зерне на границе со вторым соседним зерном); а *τ*d - минимальное напряжение, приводящее в действие источники дислокаций,

то фактор концентрации напряжений перед торцом заторможенной полосы представляет собой величину ,

тогда:

; .

*Эстафетная передача* происходит тем легче, чем меньше ky (а ky регулируется структурно чувствительными величинами r и *τ*d).

У ГЦК-металлов незначительна зависимость параметров деформирования от величины зерна (так как из-за большого числа систем скольжения величина ky невелика).

У ОЦК-металлов *τ*d велико из-за сильного взаимодействия дислокаций с атомами примесей, поэтому ky тоже велико и величина зерна сильно влияет на параметры течения металлов.

Итак, в качестве резюме. Сопротивление пластической деформации увеличивается не из-за наличия границы как таковой, а из-за взаимодействия между кристаллами, разделенными этой границей. То есть эффективность границы как препятствия на пути деформации определяется степенью несовпадения ориентации плоскостей скольжения в соседних кристаллах и, как следствие, трудностью возбуждения источников дислокаций в соседнем зерне.

**5. ТЕОРИИ И КРИТЕРИИ ПРОЧНОСТИ**

Классические физические теории рассматривают явления прочности на уровне *межатомного взаимодействия*, когда атомные смещения находятся в области упругих деформаций. Отчасти это обусловлено тем, что в результате исторического эмпирического опыта создания и эксплуатации сложных конструкций сложился и оправдал себя основной постулат о том, что для обеспечения прочности и надежности большинство деталей и конструкций должно работать в области упругих деформаций. Критерии прочности, реализуемые в расчетной практике (например, в сопромате) для реальных деталей и конструкций, исходят из понятия *напряженного состояния*, создаваемого комплексом напряжений (моментов и сил). В зависимости от того, какому уровню отвечает рассматриваемый комплекс напряжений (макроскопическому, микроскопическому, атомарному), в обеспечении прочности материала и развитии разрушения будет задействован тот или иной структурный уровень материала.

**5.1. Напряжения и напряженное состояние материала**

При нагружении элементов конструкции внешними усилиями в них появляются внутренние силы упругости − реакция вещества на внешнее силовое воздействие. Под влиянием усилий возникают деформации: упругие − исчезающие после снятия внешних нагрузок, и пластические − остающиеся. При определении внутренних сил вводят следующие допущения: а) сплошности материала; б) его однородности; в) изотропности (для неслоистых материалов).

Для определения внутренних усилий условно рассекают в интересующем месте материал плоскостью и одну из отсеченных частей вместе с приложенными к ней усилиями отбрасывают. Для сохранения оставшейся части в равновесии *в сечении* к ней необходимо приложить в общем случае силу *P* и момент *T* :

*P = Px + Py + Pz ; T = Tx + Ty + Tz,*

где *Px* - нормальная сила в сечении; *Py* и *Pz* – касательные; *Tx* - крутящий момент; *Ty* и *Tz* - изгибающие моменты.

Значения *P* и *T* находят из условия равновесия оставшейся части элемента конструкции.

Под *напряжением* понимается *интенсивность* внутренних сил упругости *Р*, действующих в сечении *S* (в разностной форме):

σ = lim (Δ*P*/Δ*S*).

ΔS→0

Напряжения, нормальные сечению, обозначаются σ, а действующие в самом сечении – касательные − обозначаются τ.

Под *напряженным состоянием* понимается совокупность напряжений, действующих на взаимно перпендикулярных гранях элементарного обьема в рассматриваемой зоне материала. В общем случае существуют три нормальных и шесть касательных напряжений (рис.35). Сечения всегда можно ориентировать так, чтобы касательные напряжения отсутствовали. *Главные площадки* − это сечения, в которых нет касательных напряжений, а нормальные напряжения на них называют главными. Поэтому любое напряженное состояние можно характеризовать тремя главными напряжениями: σ1>σ2>σ3. Существуют три вида напряженных состояний:

а) объемное - имеются все главные напряжения;

б) плоское - существуют только два из них;

в) линейное - действует только одно главное напряжение.

|  |  |
| --- | --- |
| НапряжСост_Пространств | НапряжСост_Плоское |
| а) | б) |
| Рис.35. Схемы объемного (а) и плоского (б) напряженного состояний:  а – для кубического элемента; б – для прямоугольного элемента пластины,  где 1 и 2 – следы главных площадок, повернутых в пространстве ХОУ на угол α | |

*Оценка прочности* элементов конструкции производится сравнением *наибольших напряжений* - нормальных σ или касательных τ с их допустимыми значениями σР и τР − *предельными*, при которых деталь все еще выполняет свою функцию. То есть условия прочности запишутся как:

σ < σР ; τ < τР .

Значения σР и τР определяют экспериментально на реальных деталях или испытаниями образцов из исследуемого материала. Допустимые напряжения σР определяют при одноосном растяжении на базе предела текучести σТ для пластичных материалов или предела прочности σВ - для хрупких:

σР = σТ / n ; σР = σВ / n ;

где n - коэффициент запаса прочности, определяемый функциональным назначением детали.

В расчетной практике реальные детали удобно представлять стержневыми элементами, для которых выделяют *четыре основных вида нагружения*, возникающих под действием основных компонентов силы *P* и момента *T*.

*Растяжение (сжатие)* − одноосное напряженное состояние, возникающее под действием равных сил, противоположно направленных по оси стержня. Волокна материала, параллельные этой оси, удлиняются (или укорачиваются); плоские сечения, нормальные оси стержня, остаются плоскими и нормальными и при нагружении стержня, а напряжения в них распределены равномерно.

*Сдвиг* − плоское напряженное состояние, возникающее под действием поперечных сил. Соседние бесконечно близкие сечения сдвигаются по отношению друг к другу, что вызывает появление касательных напряжений τ. Напряжения τ всегда парны в двух перпендикулярных сечениях. Парные касательные напряжения приводят к появлению двух главных нормальных напряжений: σ1 = τ - растягивающего и σ2 = −τ - сжимающего, повернутых на угол 45° относительно оси стержня. В условиях сдвига в конструкциях работают крепежные детали (винты, штифты), валы, стойки.

*Кручение* − плоское напряженное состояние, возникающее под действием крутящего момента *T*К. Соседние сечения стержня, нормальные к его оси, поворачиваются относительно друг друга на некоторый угол Δϕ, поэтому в них возникают касательные напряжения τ; элементарные площадки на боковой поверхности стержня деформируются так же, как и при сдвиге, т.е. напряженные состояния при кручении и сдвиге одинаковы, но напряжения и деформации рассчитываются по-разному. В условиях сдвига при кручении работают валы и другие детали, нагруженные крутящими моментами.

*Изгиб* − напряженное состояние, возникающее под действием моментов, находящихся в плоскости оси стержня или ей параллельных. Чистый изгиб возникает под действием моментов: поперечный - поперечных сил, продольный - продольных. При изгибе волокна стержня, параллельные его оси, испытывают одноосное растяжение или сжатие. Через центр масс сечения проходит нейтральный слой, волокна которого не растягиваются и не сжимаются, а только искривляются. Из четырех простых видов нагружения при изгибе расчет напряжений и деформаций наиболее сложен.

*Сложное напряженное состояние* возникает как результат одновременного действия нескольких видов нагружения; в общем случае все три главных напряжения σ1, σ2 и σ3 не равны нулю.

Экспериментальная оценка в этом случае практически исключена из-за большого количества соотношений между σ1, σ2 и σ3. Поэтому вводят критерии прочности, учитывающие влияние на прочность материала какого-либо одного силового фактора или группы таких факторов. Основная трудность при образовании таких критериев заключается в том, что предельное напряженно-деформиро-ванное состояние даже для структурно-однородных материалов в действительности определяется большим числом параметров: значениями главных напряжений σ1, σ2 и σ3, чувствительностью материалов к касательным напряжениям, различной прочностью при растяжении и сжатии и т.п. При этом сложное напряженное состояние приводят к эквивалентному одноосному. В этом случае условие прочности − сравнение эквивалентного напряжения σЭКВ с допустимым для одноосного растяжения σР: σЭКВ < σР .

**5.2. Критерии прочности**

Разработано несколько критериев прочности (критерии Мора, Писаренко, Баландина, Миролюбова и др.), применимость которых для решения конкретных задач прикладной механики всегда следует аргументировать. Ни один из них не учитывает должным образом дискретность нагружаемого материала (наличие дефектов кристаллического строения и их роль в процессах прочности и разрушения). В основном они используются в сопромате и механике. Наиболее универсальным считается критерий, разработанный Г.С. Писаренко и А.А. Лебедевым. Он применим для любого вида напряженного состояния, в том числе и для сложного; а также выгодно отличается от многих других тем, что позволяет использовать в расчетах параметры структурного состояния материала.

*Критерий прочности Писаренко-Лебедева* расчитывает эффективные напряжения σЭФФ в любой точке, характеризующие прочностные показатели контакта. Критерий построен в виде инвариантных к напряженному состоянию функций:

1) интенсивности напряжений σ*i* − касательных напряжений, ответственных за развитие пластических деформаций и *возникновение* трещин;

2) максимального нормального напряжения σ1, ответственного за *развитие* трещин.

σЭФФ = χ ⋅ σ*i* + (1−χ) ⋅ σ1 ⋅ A1−J ,

где σ*i* может быть определена из выражения для удельной потенциальной энергии формоизменения элементарного объема материала *U*Ф = (σ*i*)2 / 2⋅*Е* или по формуле

σ*i =*  

,

J=(σ1+σ2+σ3)/σ*i* - параметр напряженного состояния; σ1, σ2, σ3 - главные нормальные напряжения; χ = σ(+) / σ(−) - параметр, характеризующий степень участия *сдвиговой деформации* в микроразрушении материала; он учитывает различную сопротивляемость материала предельным напряжениям растяжения σ(+) и сжатия σ(−).; для реальных конструкционных материалов 0<χ<1: для абсолютно хрупких χ=0, для абсолютно пластичных χ=1; A=(ϕ−χ⋅) / (1−χ) - параметр структуры материала (среднестатистические значения параметра А для материалов с существенной структурной неоднородностью составляют А=0,65…0,85); ϕ = σ(+) / τ0 ; σ(+) , σ(−) и τ0 - пределы прочности материала, соответственно при растяжении, сжатии и чистом сдвиге.

Метод Писаренко-Лебедева предполагает, что наступление предельного состояния определяется способностью материала воспринимать как нормальные, так и касательные напряжения. Если сложное напряженное состояние приводится к эквивалентному одноосному, то σЭКВ ≡ σЭФФ . Критерий позволяет определить напряженное состояние в любой точке тела (на поверхности контакта и под нею) и найти напряжения, характеризующие качественные и прочностные показатели реального контакта. Анализ показывает, что при краевом контакте расположение пиков глубинных напряжений зависит от закона распределения давления и, в любом случае, не совпадает с плоскостью приложения максимальной удельной нагрузки.

**5.3. Теоретическая прочность**

Расчеты теоретической прочности при различных напряженных состояниях материала строятся на том, что упругость и прочность твердых тел обусловлена электромагнитными силами межатомного взаимодействия. Сила межатомной связи численно равна модулю упругости и является константой материала. В зависимости от схемы нагружения модуль упругости называют модулем Юнга *Е* (при растяжении-сжатии), модулем сдвига *G* (при деформации сдвига: *G* = *E* / [2⋅(1+ν)], где ν - коэффициент Пуассона) или модулем объемной упругости (при всестороннем сжатии). Известны несколько результатов расчетов по определению теоретической прочности металлов, которые выполнены для разных видов нагружения и исходя из различных физических моделей разрушения идеальных кристаллов (разрыва межатомных связей, сдвига соседних атомных слоев, потери устойчивости решетки и т.д.).

Так расчеты *теоретической прочности на сдвиг* выполнены Френкелем (1926г.), который получил минимальные значения на уровне , что на два порядка выше реальных значений предела прочности – этот вопрос подробно освещался в разделе 1.

Теоретическая прочность *на отрыв* была рассчитана Гилманом (1938г.) как сила притяжения между двумя поверхностями

,

где *y* - расстояние между поверхностями; *а* - расстояние погасания сил притяжения (*a>>y*).

Полученный Гилманом результат = 0,32*Е*.

Расчет теоретической прочности *при растяжении* проведен Орованом (1949г.), исходя из предпосылки, что работа разрушения не может быть меньше, чем поверхностная энергия γ двух новых поверхностей разрушения: Ар ≥ 2⋅γ⋅F, где F - площадь поперечного сечения растягиваемого образца. То есть запасенная упругая энергия между соседними атомными плоскостями равна минимальной работе разрушения. Вычисленное значение максимального разрушающего напряжения:

,

где *а0* - равновесное расстояние между атомными плоскостями, перпендикулярными направлению действия приложенного напряжения *σ*.

Недостатком модели является то, что величина γ трудно определима. Полученное значение: . Более поздние дополнения модели Орована, связанные с применением функции Морзе для описания взаимодействия двух атомов, связанных ковалентно, дали значение: .

В модели Гриффитса (далее она рассмотрена более подробно) теоретическая прочность связывается с трещиной критической длины *l*. При *l* ≈ *а* (где *а*- cреднее межатомное расстояние) расчет дает:

.

Расчет теоретической прочности, выполненный Журковым, исходил из экспоненциальной формы касательного разрушающего напряжения *τ*, принятого в качестве критерия долговечности:

,

где *U(σ)=U0−γ⋅σ* - энергия активации разрушения; γ - показатель концентрации локальных напряжений (γ - экспериментально определяемая величина, что обеспечивает высокую точность оценок), тогда:

,

т.е. прочность оценивается величиной , где *U0* - начальная энергия активации разрушения (которая численно равна теплоте сублимации).

**6. ПРИРОДА И МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ**

Понятия прочности и разрушения были определены в самом начале. Здесь можно их несколько уточнить, определив с точки зрения процесса разрушения: *прочность* – способность твердого тела воспринимать нагрузки, не разрушаясь; *разрушение* – разделение твердого тела на части под действием напряжений. Более точно определить понятие разрушения трудно, поскольку существует огромное многообразие в проявлении разрушения. Только по условиям приложения нагрузки разрушение может происходить при сжатии, растяжении, кручении, изгибе, сдвиге, при однократном, циклическом, статическом, динамическом нагружении. Разрушение также может происходить при коррозионном, высокотемпературном, фрикционном и других видах воздействий.

**6.1. Физическая природа и типология разрушения**

Разрушение – это процесс, происходящий во времени и включающий несколько стадий: подготовительную, критическую и закритическую. Все они связаны с *трещиной*, хотя разделение тела на части может произойти и без образования трещины, например, за счет пластической деформации в виде соскальзывания одной части кристалла по другой или уменьшения сечения образца до нуля. Далее будем рассматривать только такое разрушение, которое связано с образованием и распространением трещины. Это подразумевает локальность процесса разрушения, т.е. разрушение определяется не свойствами всего материала в целом, а только тех микрообъемов, которые расположены на пути трещины (!). В зависимости от поведения этих объемов в разных условиях нагружения, трещина (а с нею и сам процесс разрушения) может быть двух категорий – хрупкая и вязкая.

Примером абсолютно хрупкого разрушения может служить стекло. Этот вид разрушения подробно описан в теории Гриффитса (далее она излагается подробно), где критический размер трещины равен среднему межатомному расстоянию.

В металлах и их сплавах невозможно представить зарождение трещин без участия пластической деформации. Здесь абсолютно хрупкий отрыв не достижим. Такой вид разрушения наиболее глубоко исследован Ирвином, Степановым, Давиденковым.

Физическая природа зарождения трещин в металлических материалах имеет дислокационный характер и может развиваться по нескольким механизмам: 1) Стро (Мотта) – рис. 36; 2) Коттрелла – рис.37; 3) по схеме встречных скоплений – рис. 38; 4) разрыв наклонной дислокационной стенки – рис. 39.

|  |  |
| --- | --- |
| Механизм Стро | Механизм Коттрелла |
| Рис.36. Зарождение трещины в головной части плоского скопления дислокаций, заторможенных на границе зерна (механизм Стро) | Рис.37. Модель зарождения трещины по механизму двойного плоского скопления дислокаций (механизм Коттрелла) |
| Механизм ВстречнСкопл  Рис.38. Зарождение микротрещин (б) и микропор (в)  по схеме встречных дислокационных скоплений (а – исходное состояние) | |
| Механизм РазрывСтенки  Рис.39. Модель зарождения трещины  при разрыве наклонной дислокационной стенки | |

Многообразие явлений разрушения, о котором уже упоминалось выше, привело к тому, что в литературе можно найти несколько классификаторов видов разрушения, причем, многие из них достаточно разветвленные. К настоящему времени не существует единой общей типологии, поэтому здесь приводится одна из них - классификация основных видов механического разрушения Я.Б. Фридмана.

|  |  |
| --- | --- |
| Признак, по которому производится  классификация | Разрушение |
| 1. Характер силового воздействия:  - нагрузка в основном монотонно изменяется, периода постоянной нагрузки нет или он мал относительно периода разрушения  - период неменяющейся нагрузки соизмерим с периодом разрушения  - нагрузка периодически и многократно изменяется в процессе разрушения  2. Ориентировка макроскопической поверхности разрушения при разных способах нагружения (растяжение, изгиб, сжатие, кручение, вдавливание и т.п.):  - макроскопическая поверхность разрушения перпендикулярна направлению  или  при крайне малом пластически деформированном объеме в зоне разрушения  - поверхность наклонена под углом примерно 45° к направлению  3. Локальность разрушения, оцениваемая по соотношению размеров разрушаемой зоны и структурных элементов  4. Пластическая деформация, предшествующая разрушению  5. Структурное расположение поверхности разрушения  6. Степень развития разрушения  7. Влияние внешней среды | Кратковременное однократное статическое  Длительное однократное  статическое и замедленное  Усталостное  Отрыв (скол)  Срез  Субмикроскопическое третьего рода; микроскопическое второго рода; макроскопическое первого рода  Хрупкое; макрохрупкое,  но микропластическое;  пластическое  Внутрикристаллитное;  межкристаллитное; смешанное  Начальное – поверхность трещины значительно меньше площади сечения тела;  развитое, в том числе полное  Вызванное понижением поверхностной энергии (наличие легкоплавких покрытий); вызванное коррозией;  связанное с облучением |

**6.2. Разрушение на макроскопическом уровне**

1. *Хрупкое разрушение*. Чисто хрупкое разрушение возможно только в очень хрупких материалах, например, в стекле. В металлических материалах всегда есть хоть малая доля пластической деформации в районе трещины, и она управляет процессом ее развития. Поэтому в реальности довольно трудно бывает разделить чисто хрупкое и чисто вязкое типы разрушения.

Основные характеристики (признаки) хрупкого разрушения:

- малая энергоемкость;

- автокаталитическое развитие при достижении определенного σКРИТИЧ;

- не требуется дополнительного подвода энергии (т.е. увеличения σ>σКРИТИЧ в процессе самого разрушения).

Хрупкая трещина распространяется и образуется при низких номинальных напряжениях. Ее рост в какой-то момент становится неуправляем, т.е. запасенной упругой энергии достаточно для образования поверхностей (берегов трещины) и для пластической деформации прилегающих объемов. Бытующее представление о хрупком разрушении как о мгновенном разрыве сил межатомного взаимодействия по плоскости, перпендикулярной действующему напряжению σ, есть идеализация, аналогичная идеализированной модели разрушения при одновременном сдвиге атомных слоев под действием касательного напряжения τ (по Френкелю), рассмотренной в разделе 1.

2. *Вязкое разрушение* может быть охарактеризовано следующими основными признаками:

- для роста вязкой трещины необходим подвод энергии извне;

- разрушению предшествует значительная макропластическая деформация (без пластической деформации разрушение этого типа невозможно);

- развивается при напряжениях σ > σТ ;

- энергоемкость процесса значительно больше, чем при хрупком разрушении;

- скорость роста трещины мала;

- при растяжении наблюдается косой излом поверхности под углом 45° к направлению действия главного напряжения.

Разрушение на макроскопическом уровне изучают по изломам или изображениям изломов – фрактограммам. Большинство металлов и сплавов (исключение составляют ГЦК-металлы) могут разрушаться и хрупко, и вязко в зависимости от структурного состояния и внешних условий (температура, скорость нагружения, характеристики среды). То есть, как правило, разрушения носят смешанный характер, а на фрактограммах можно выделить определенную долю хрупкой и вязкой составляющих (рис. 40*г,д*).

|  |  |
| --- | --- |
|  | Ямки 30Х2Н2МФ_х3000_W |
| Ямки_ВязкИзлом_01_W | Хрупкий излом стали с вязкой прослойкой у границы х1000_W г |
| Вязко-хрупкий излом стали х1000_W д) | Рис.40. Фрактограммы изломов стали: а – фасетка скола, ×1200; б – вязкое разрушение стали 30Х2Н2МФ, ямочный излом, ×3000; в – вязкий излом стали 30ХГСА, угольная реплика, ×12000; г – хрупкий излом с вязкой прослойкой у границы зерна, ×1000; д – смешанный вязкохрупкий излом, ×1000 |

Характерным признаком макрохрупкого разрушения является наличие в изломе *фасеток скола* – плоских террас на поверхности разрушения (рис.40,а,г). Вязкое разрушение характеризуется наличием *ямок*, языков или дисперсных зон на фрактограммах (рис. 40,б,в,д).

**6.3. Разрушение на субмикроскопическом уровне**

Двум видам макроскопического разрушения (хрупкому и вязкому) соответствуют два элементарных (субмикроскопических) способа разрушения- ***скол*** и ***срез*** (рис. 41).

|  |  |
| --- | --- |
| Скол_Штремель | Срез_Штремель |
| а) | б) |
| Рис.41. Схематическое изображение двух элементарных механизмов  субмикроскопического разрушения – скола (а) и среза (б) | |

Новые поверхности при сколе образуются под действием нормальных напряжений σ при разрыве межатомных связей (см.рис.41,а). При этом возникает зародыш трещины без участия пластической деформации. Результатом является хрупкое разрушение.

Новые поверхности при срезе образуются под действием касательных напряжений τ путем скольжения дислокаций, т.е. с участием пластической деформации (см.рис.41,б). Очевидно, что при срезе трещина может и не возникать. Две новые разделенные поверхности (в разных местах кристалла) создаются по механизму скольжения, т.е. деление кристалла на части происходит после большого пластического сдвига. При этом происходит поглощение большой работы пластической деформации, а макроскопическим результатом является вязкое разрушение.

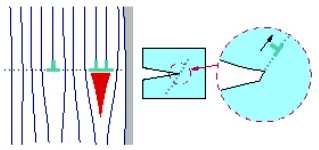
Современные экспериментальные исследования явления скола при хрупком разрушении показали интересные результаты:

а) в мощном электростатическом поле в среде жидкого азота было проведено расцепление вольфрамовых игл диаметром 0,26 мкм, созданное механическое напряжение было сравнимо с теоретической прочностью металла − порядка σ = *Е* / 15; изображение, полученное в автоионном проекторе показало, что *скол обратим*, так как после снятия электростатического поля целостность вольфрамовой иглы полностью восстановилась (!);

б) сверхскоростная видеосъемка процесса простраивания толстой пластины монокристалла крупинкой металла, летящей в вакууме с космической скоростью, дает сквозной крестообразный раскол пластины с последующим полным восстановлением целостности монокристалла (!)

Таким образом, экспериментально доказано, что, если адсорбция газа на поверхностях скола или сдвиг дислокаций в устье скола не успевают происходить, то скол способен к полному самозалечиванию – восстановлению целостности кристалла.

В реальности же металлы подвержены напряжениям порядка σ = Е/150…1500 и обратимости скола не наблюдается. Это объясняется протеканием пластической деформации в устье скола-трещины (или, реже, адсорбцией из атмосферы примесных атомов на поверхности образовавшейся трещины). Межатомные связи при этом уже не могут восстановиться, скол оказывается необратимым, но развитие трещины может и затормозиться за счет этого же механизма − испускания дислокаций и протекания пластической деформации (рис. 42).



а) б)

Рис.42. Критические события субмикроскопического разрушения:

а – зарождение скола у скопления заторможенных дислокаций;

б – остановка скола от испускания дислокаций из вершины трещины

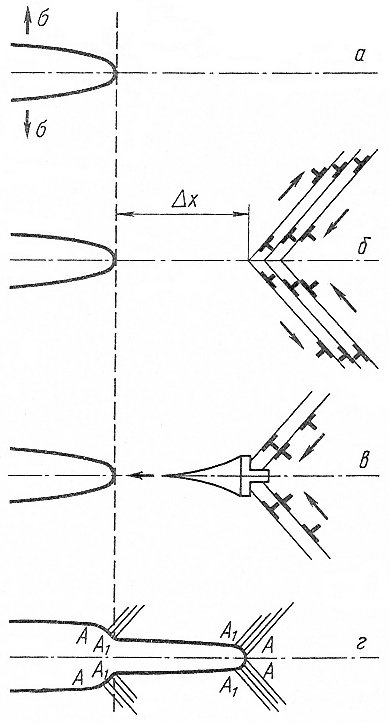


Рис.43. Последовательные стадии квазихрупкого роста микротрещины:

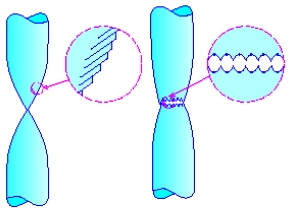
а – исходное положение макротрещины; б – зарождение линий скольжения на расстоянии Δх от устья трещины; в – зарождение дислокационной трещины; г – слияние дислокационной трещины с макротрещиной и её продвижение на Δх; АА1 – области интенсивной пластической деформации; А1А1 – области хрупкого скола

Прямое наблюдение скола на субмикроскопическом уровне, проведенное в атомно-силовом микроскопе, показало, что берега скольной трещины (даже на стадии зарождения) состоят из ступенек высотой 10-20 нм, перпендикулярных фронту трещины. Т.е. скол и хрупкое разрушение (так же, как и вязкая трещина) происходят с участием дислокаций.

Таким образом, любое разрушение – следствие пластической деформации εПЛ. Разница заключается в ее размере: при хрупком разрушении εПЛ=0,01…0,1%, при вязком – εПЛ может достигать 50 % и более. Универсальный дислокационный механизм развития трещин, справедливый и для хрупкого, и для вязкого типов разрушений, поэтому названный *квазихрупким*, показан на рис.43.

Современные экспериментальные работы по изучению тонкого строения вязко разрушающихся металлов также дают интересные результаты.

Так, химически чистый алюминий, полученный при вакуумной бесконтактной плавке в электромагнитном поле (жидкий Al в виде висящей капли), дает при растяжении 100 %-ное сужение в точку, т.е. без образования шейки (рис.44,а). Обычно шейка доходит до определенного предела, а дальше развивается трещина и происходит разрушение (долом). Исследования показали, что это – следствие присутствия включений (достаточно наличия в металле 0,1…0,01% оксидов, нитридов, силикатов, сульфидов и др. с размером частиц 0,1…1 мкм). Металл при нагружении обтекает частицы, образуя поры. Микрошейки образуются на стыках пор (рис.44,б). Слияние пор порождает ямочный (вязкий) излом с ячейками 0,3…3 мкм, на дне которых расположены включения (рис.45). Протекание металла между порами носит название *перколяции*.



а) б)

Рис.44. Вязкое разрушение идеально чистого (а)

и реального металла с примесями (б); ступенчатое (а)

и ямочное (б) строение образовавшейся поверхности

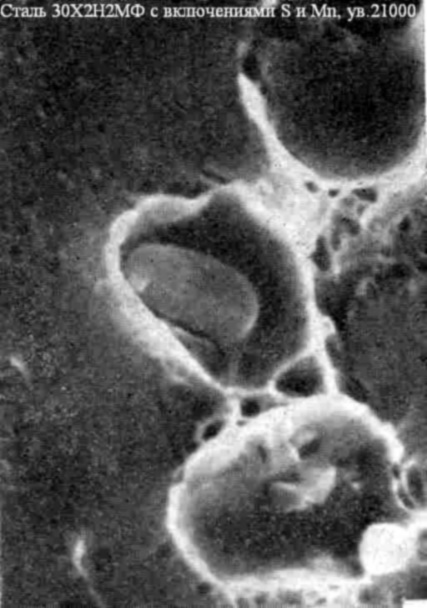


Рис.45. Фрактограмма вязкого ямочного излома стали 30Х2Н2МФ

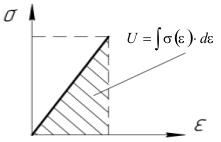
с включениями S и Mn на дне ямок, ×21000 **6.4. Теория Гриффитса и вязкость разрушения**

*Механика разрушения* сформировалась на базе теории А.А. Гриффитса (1893-1963). Она представляет собойнауку о комплексе вопросов, связанных с анализом условий катастрофического хрупкого разрушения.

Хрустальная мечта любого конструктора хорошо известна − это легкие и очень прочные материалы, но практический предел на сегодняшний день составляет σВ = *Е* /100. Механика разрушения показывает, что на самом деле надо поднимать не предел прочности материала σВ, а работу распространения трещины. Но здесь приходится сталкиваться с другой проблемой: обычно, чем выше σВ , темработа распространения трещины ниже.

Базовая теория механики разрушения – *теория А.А. Гриффитса*, выдвинутая им в 1920 году, – предлагает такой подход: реальных конструкций без дефектов (трещин) не бывает, поэтому задача состоит в том, чтобы четко знать, когда прекращать эксплуатацию таких конструкций. Исходя из этого, теория решает задачу о критическом размере трещины.

*Задача Гриффитса о критерии старта трещины.*



В однородно растягиваемом металле (напряжение растяжения σ) сделаем трещину (надрез) длиной *L*. Напряжения после этого перераспределятся и силовые линии будут обтекать трещину, как показано на рис.46,а, и появится зона разгрузки (пунктирный круг) площадью , в пределах которого напряжения равны нулю.

При однородном нагружении (до появления трещины) в каждой точке деформация составляла , а плотность упругой энергии *U* (т.е. запасенная упругая энергия в единице объема) в соответствии *с графиком* составит:

.

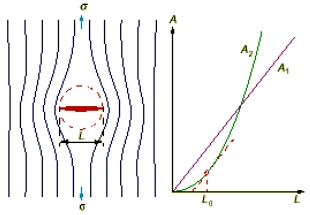
Тогда при разгрузке трещина высвобождает упругую энергию:

.

Затраты на образование берегов трещины с удельной энергией γ составят:

*A*1 = 2⋅γ⋅*L*

С ростом трещины *L* (рис.46,б): *А*2 растет квадратично, а *А*1 растет линейно. Поэтому самопроизвольный рост малых трещин при постоянной нагрузке *невозможен* (затрата энергии больше выигрыша А1>А2), а рост больших трещин *неизбежен* (А1<А2).



а) б)

Рис.46. Перераспределение силовых линий при появлении трещины длиной L (а), пунктиром очерчена зона разгрузки и соответствующее изменение

высвобождаемой А2 и затрачиваемой А1 энергии (б)

*Критическое состояние* соответствует *А1=А2*и дает критический размер трещины:

*L*КР. = 16⋅γ⋅*E* / π⋅σ.

Для высокопрочных материалов реальную опасность представляют только трещины критической длины *L*КР. Рост трещины до критической длины тормозится местной пластической деформацией. Из теории есть два следствия прикладного характера:

1) трещина длиннее *L*кр растут самопроизвольно со скоростью звуковой волны в кристалле;

2) для трещины любого размера существует критический уровень напряжений σкр, при котором начинается ее неограниченный рост; связь между величиной приложенных напряжений и критической длиной трещины устанавливает критерий Ирвина (К1с), по которому оценивают надежность материала.

Самому автору теории удалось проверить свои формулы на практике только для стекла (т.е. для абсолютно хрупкого материала), а для металлов они не выполнялись. Лишь в 1943 г. Дж.Р.Ирвин предложил поправку к теории Гриффитса, позволяющую применять теорию для пластичных материалов (для металлов). Дж.Р.Ирвин предложил критерий надежности материала, исходя из следующей логики:

γ должно включать все энергетические затраты на образование трещины, в том числе – удельную работу местной пластической деформации, поэтому γ надо определять из независимого эксперимента, в котором необходимо измерять напряжение старта заранее созданной трещины известного размера. Для данного материала при данной температуре эта величина оказалась *константой*.

Это критическое напряжение старта трещины (критерий Ирвина) обозначают обычно σкр=К1с и называют *критическим коэффициентом интенсивности напряжения* (в вершине трещины 1-го типа) или просто *вязкостью разрушения* [размерность Н/м=Па⋅м½]. Всего бывает три типа смещения трещин, представленных на рис.47, для каждой из которых у коэффициента интенсивности К ставится соответствующий индекс: KI, KII и KIII, но практический интерес представляет только трещина 1-го типа, так как она характеризует наиболее жесткое нагружение (плоскодеформированное растягивающее состояние). Поэтому в машиностроительной практике используется только К1с: К- к.и.н.; Кс- критический к.и.н.; К1с- то же для 1-го типа трещины.

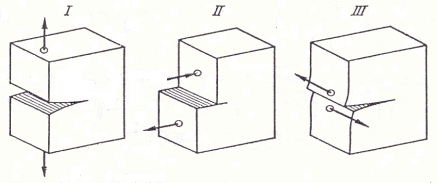


Рис.47. Виды смещения трещин,

используемых для определения вязкости разрушения КС

Коэффициент интенсивности напряжений позволяет определить растягивающие напряжения в любой точке впереди вершины трещины на расстоянии *х*:

σу = К / (2π⋅*х*)½.

Знаменатель дроби равен 1 при *х*=0,16, поэтому К численно равен σу на расстоянии 0,16 мм от вершины трещины. В качестве критического коэффициента К1с принимается максимальное значение К1, при котором стабильная трещина начинает расти и переходит в нестабильную. Критерий К1с определяет величину интенсивности напряжений вблизи вершины трещины в момент разрушения. Он устанавливает связь между средним приложенным напряжением σСР. и критической длиной трещины *L*кр:

К1с = σСР.⋅(α⋅π⋅*L*кр)½,

где α - безразмерный коэффициент, зависящий от формы, размера образца и длины трещины.

**6.5. Явления усталости и ползучести металлов**

Усталостному разрушению подвержены многие конструкции и детали: фюзеляжи, вагоны, мосты, шестерни, тросы, рельсы, подшипники и т.п.

При усталостном разрушении трещина медленно порциями подрастает и после миллионов циклов достигает критических размеров для данного напряжения. Трещина растет под действием циклической нагрузки при σ<σкр. Принято считать циклическим усталостным нагружением напряжения σ<σТ(σ0.2), а циклическое нагружение при σ≥σТ(σ0.2) называть малоцикловым (разрушение при таком нагружении существенно отличается от усталостного).

Под *усталостью* металла понимается совокупность необратимых изменений дислокационной структуры, накапливаемых при циклической пластической деформации в вершине трещины.

При очередной разгрузке из-за пластической деформации в устье трещины деформация частично остается и от цикла к циклу накапливается и трещина остается пластически раскрытой. Т.е. следующий цикл начинается не из того же исходного состояния, что предыдущий. Трещина за цикл может продвинуться на 0,01…100 мкм. На фрактограммах усталостный излом проявляется в виде параллельных складок или террас, в виде веерного рисунка или «годовых колец на спиленном дереве» (рис.48).

|  |  |
| --- | --- |
| Вязк_Устал_В96_W | Вязк_Устал_В96_Нагрузка |
| а) | б) |
| Вязк_Устал_АК6_W | Хруп_Устал_АК6_W |
| в) | г) |
| Рис.48. Фрактограммы усталостного разрушения:  а, б – поверхность разрушения (а) и график нагружения (б) сплава В96;  в, г – вязкие (в) и хрупкие усталостные бороздки сплава АК6 | |

По мере роста усталостная трещина самоускоряется, ее темп зависит от способа нагружения (отнулевая, симметричная, с неполной переменой знака, возрастающая и т.п. нагрузка), частоты и амплитуды действующей нагрузки.

Явление усталости легко объяснить, особенно имея перед собой усталостные фрактограммы, но численной расчетной модели к настоящему времени не создано.

*Ползучесть* металлов представляет собой сложный процесс медленного горячего разрушения при *Т* > (0,3…0,4) · *Т*ПЛ. Ползучесть наблюдается при постоянной нагрузке σ < σT (в отличие от усталости) и относительно небольших деформациях ε < 7−9 %. Время приложения нагрузки может быть самым различным. Так, например, ракетные двигатели могут разрушаться по механизму ползучести после секунд и минут работы, авиационные двигатели − после сотен и тысяч часов, а паровые турбины и трубопроводы − после десятков лет работы. Сложность процесса заключается в совокупном действии сразу двух факторов − нагрузки и температуры. В результате в неоднородном поле напряжений возникают мощные диффузионные потоки вакансий, примесных атомов, атомов основных компонентов, которые активизируют движение дислокаций и способствуют разрушению.

*Механизм разрушения при ползучести* отличается своеобразием. Вначале формируется сыпь пор диаметром 0,01…0,1 мкм по границам зерен. Затем происходит слияние пор и образование зернограничных микротрещин. И только после этого возникает единая макротрещина. На ее продвижение влияют сразу несколько факторов:

1) ползучесть металла в вершине трещины;

2) фазовые и структурные превращения, которые весьма вероятны в условиях развития ползучести − при высоких температурах и температурных градиентах;

3) воздействие внешнего окисления.

Рекомендуемая литература

**I. Теория дефектов кристаллического строения.**

1. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1975. – 208 с.
2. Фридель Ж. Дислокации / Ж. Фридель. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
3. Хирт Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
4. Вит Р. Континуальная теория дисклинаций / Р. Вит. – М.: Мир, 1977. – 208с.
5. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч.1: Термодинамика и общая кинетическая теория / Дж. Кристиан. – М.: Мир, 1978. – 806 с.
6. Дамаск А. Точечные дефекты в металлах / А. Дамаск, Дж. Динс. – М.: Мир, 1966. – 291 с.
7. Глейтер Г. Большеугловые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс. – М.: Мир, 1975. – 376 с.
8. Сандананда К. Единая теория большеугловых границ зерен // Атомная структура межзеренных границ: сб. ст. / К. Сандананда, М. Марцинковски; пер. с англ. под ред. А.Н.Орлова. – М.: Мир, 1978. – С.55-113.
9. Орлов А.Н. Границы зерен в металлах / А.Н. Орлов, В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1980. – 156 с.
10. Кайбышев О.А. Границы зерен и свойства металлов / О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. – М.: Наука, 1987. – 212 с.
11. Владимиров В.И. Дисклинации в кристаллах / В.И. Владимиров, Е.Л. Романов. – Л.: Наука, 1986. – 224 с.

**II. Прочность, пластичность и механические свойства металлов**.

1. Бернштейн М.Л. Механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1979. – 495 с.
2. Золоторевский В.С. Механические испытания и свойства металлов / В.С. Золоторевский. – М.: Металлургия, 1983. – 350 с.
3. Дьяченко С.С. Физические основы прочности металлов / С.С. Дьяченко, В.Б. Рабухин. – Харьков, 1982. – 210 с.
4. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов / В.П. Алехин. – М.: Наука, 1983. – 277 с.
5. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.1: Дефекты решетки / М.А. Штремель. – М.: Металлургия, 1982. – 280 с.
6. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.2: Деформация / М.А. Штремель. – М.: МИСиС, 1997. – 527 с.

**III. Физика и механика разрушения.**

1. Ежов А.А. Разрушение металлов / А.А. Ежов, Л.П. Герасимова. – М.: Наука, 2004. – 400 с.
2. Партон В.З. Механика разрушения: от теории к практике / В.З. Партон. – М.: Наука, 1990. – 238 с.
3. Партон В.З. Динамика хрупкого разрушения / В.З. Партон, В.Г. Борисковский. – М.: Машинострое­ние, 1988. – 240 с.
4. Хеллан К. Введение в механику разрушения / К. Хеллан. – М.: Мир, 1988. – 368 с.
5. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов / В.И. Владимиров. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
6. Броек Д. Основы механики разрушения / Д. Броек. – М.: Высшая школа, 1980. – 388 с.

1. \* - известны попытки создания единой теории границ, в частности, на базе теории дисклинаций; однако, до настоящего времени эта работа ещё не завершена. [↑](#footnote-ref-1)